

Bewertung und Modellierung des Verformungs- und Spannungsrelaxationsverhaltens warmfester Nickelbasislegierungen unter isothermen und transienten Beanspruchungen

Vom Fachbereich Maschinenbau
zur
Erlangung des Grades eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte

D i s s e r t a t i o n

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Paul Hahn

aus Karl-Marx Stadt (heute Chemnitz)

Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Matthias Oechsner (TU Darmstadt)
Mitberichterstatter:	Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Peter Mayr (TU Chemnitz)

Tag der Einreichung:	09.04.2018
Tag der mündlichen Prüfung:	12.06.2018

Darmstadt 2018

D17

Hahn, Paul: Bewertung und Modellierung des Verformungs- und Spannungsrelaxationsverhaltens warm-fester Nickelbasislegierungen unter isothermen und transienten Beanspruchungen

Darmstadt, Technische Universität Darmstadt

Jahr der Veröffentlichung der Dissertation auf TUpriints: 2018

Tag der mündlichen Prüfung: 12.06.2018

Veröffentlicht unter CC BY-NC-ND 4.0 International

<https://creativecommons.org/licenses/>

Vorwort und Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Zentrum für Konstruktionswerkstoffe, Staatliche Materialprüfungsanstalt und Institut für Werkstoffkunde der TU Darmstadt.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Matthias Oechsner danke ich für die Betreuung der Arbeit, die wertvollen Diskussionen sowie die fachliche Unterstützung.

Ebenso gilt mein Dank Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Peter Mayr für die Übernahme der Mitberichterstattung und sein Interesse an dieser Arbeit in den vergangenen Monaten.

Ein besonderes Dankeschön richtet sich an die Kollegen der Abteilung für Hochtemperaturwerkstoffe. Die sehr gute Zusammenarbeit und die vielen fachlichen Diskussionen haben mir stets große Freude bereitet und bilden einen wichtigen Grundstein zum Gelingen dieser Arbeit. Weiterhin danke ich den Mitarbeitern der mechanischen Werkstatt, der Prüflabore und der metallografischen Analyse. Ohne ihre Unterstützung wäre die Durchführung des umfangreichen Versuchsprogramms nicht in der Form möglich gewesen.

Hervorzuheben ist die außergewöhnlich engagierte Betreuung des ehemaligen Leiters der Abteilung für Hochtemperaturwerkstoffe Herr Dr.-Ing. Alfred Scholz, auf dessen Unterstützung und Vertrauen jederzeit Verlass war. Bedanken möchte ich mich außerdem bei seinem Nachfolger Herr Dr.-Ing. Christian Kontermann für die konstruktiven Gespräche und die bereitwillige Weitergabe seines Erfahrungsschatzes bei numerischen Fragestellungen.

Der Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen e.V. (AiF) danke ich für die finanzielle Unterstützung im Rahmen des Forschungsvorhabens „Optimierte Beschreibung des Relaxationsverhaltens von Schrauben- und Flanschwerkstoffen unter wechselnden, betriebsnahen Beanspruchungen“.

Der Arbeitsgruppe W11 der Forschungsvereinigung für warmfeste Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe (FVWHT) danke ich für die Bereitstellung der Prüfwerkstoffe und die hervorragende Projektbegleitung. Darüber hinaus richtet sich mein Dank an Herrn Dipl.-Ing. Benjamin Leibing M.Sc. (GWU) von der Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart und an den ehemaligen Obmann des Arbeitskreises Herr Dr.-Ing. Michael Monsees sowie dessen Nachfolger Herr Dr.-Ing. Martin Reigl für die gute Zusammenarbeit und die vielen interessanten Diskussionen.

Der größte Dank gilt meiner Familie und meiner Lebenspartnerin, die mich stets unterstützt und auf meinem Weg begleitet haben.

Erklärung

Hiermit erkläre ich, dass ich die vorliegende Arbeit, abgesehen von den in ihr ausdrücklich genannten Hilfen, selbstständig verfasst habe.

Darmstadt, 09. April 2018

Kurzfassung

Aktuelle und zukünftige Herausforderungen bei der Bewertung und Auslegung von Schrauben- und Flanschverbindungen bei erhöhten Temperaturen erfordern ein umfassendes Verständnis auftretender Verformungs- und Spannungsrelaxationsvorgänge. Das isotherme Werkstoffverhalten wurde in den vergangenen Jahrzehnten bereits umfangreich untersucht. Infolge der Forderung nach einer höheren Anlagenflexibilität fossil befeuerter Kraftwerksanlagen ändert sich hier das Beanspruchungsprofil jedoch grundlegend und transiente Beanspruchungen gewinnen zunehmend an Bedeutung. Diese Arbeit soll daher einen Beitrag zum verbesserten Verständnis des isothermen und vor allem transienten Verformungs- und Relaxationsverhaltens der für Hochtemperatur-Schraubenverbindungen eingesetzten Nickelbasislegierungen Nimonic 80A und Nimonic 101 leisten. Zudem gilt es robuste Werkstoffmodelle zu entwickeln, mit deren Hilfe mögliche Schäden frühzeitig erkannt und Konservativitäten, die derzeit noch existierende Unsicherheiten abdecken, bereits bei der Auslegung abgebaut werden können.

Zentraler Ansatz der vorliegenden Arbeit bildet das Prinzip der Superposition relevanter Dehnungsanteile zur Berechnung der permanenten Verformung. Letztere ermöglicht zusätzlich die Modellierung der Spannungsrelaxation. Die dafür notwendige Datenbasis wurde mithilfe isothermer Warmzug-, Kriech- und Glühversuche erzeugt. In dem Zusammenhang wurden zudem die mikrostrukturellen Ursachen der Volumenkontraktion betrachtet. Des Weiteren wurden anhand von Spannungsrelaxationsversuchen die maßgeblich beitragenden Verformungsmechanismen diskutiert.

Kriech- und Relaxationsversuche mit transientser Temperaturführung am Nimonic 80A haben gezeigt, dass es weder zu einer Beschleunigung noch zu einer Verzögerung der Kriechdehnung bzw. der Spannungsrelaxation kommt. Im Gegensatz dazu weist der Nimonic 101 tendenziell eine Beschleunigung der Kriechverformung infolge zyklischer Temperaturwechsel auf. Der Stabilitätsbereich der mikrostrukturellen Ursachen der Volumenkontraktion wurde mit Hilfe von DSC- und TMA-Messungen eingegrenzt.

Basierend auf der Datenbasis wurden anschließend die Parameter phänomenologischer Werkstoffmodelle zur Beschreibung des elastisch-plastischen, des Volumenkontraktions- und des Kriechverhaltens identifiziert. Neben der Norton-Bailey-Gleichung wurde der leistungsfähige und industriell erprobte, modifizierte Garofalo-Ansatz zur Modellierung der Kriechverformung herangezogen. Im Zuge dessen konnte zudem eine implizite Formulierung der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung entwickelt werden, welche eine verbesserte numerische Robustheit und Potenzial zur Verkürzung von Rechenzeiten aufweist.

Anschließend wurde die Methode der Superposition der Dehnungsanteile sowie deren phänomenologische Beschreibungen erfolgreich anhand numerischer Nachrechnungen der isothermen und transienten Kriech- und Relaxationsversuche validiert. Erwartungsgemäß erhöht die zunehmende Komplexität der Modelle und die konsistente Beschreibung der Temperatur- und Spannungsabhängigkeiten die Vorhersagegenauigkeit. Die FE-Simulation bauteilnaher Schraubenverbindungsmodelle mit Dehnhülse und eine Sensitivitätsbewertung wesentlicher Beanspruchungsgrößen, Werkstoffeigenschaften und Modellparameter vermittelten zudem einen Eindruck über Potenziale und Unsicherheiten der Modelle bei anwendungsrelevanten Fragestellungen.

Diese Forschungsarbeit liefert somit wertvolle Erkenntnisse zu den Auswirkungen transienter Beanspruchungen auf das Verformungs- und Spannungsrelaxationsverhalten. Des Weiteren stehen nun Werkstoffmodelle und Parametersätze für eine zukünftige robuste numerische Simulation von Bauteilen und Komponenten zur Verfügung.

Abstract

Current and future challenges in the design and dimensioning of new as well as in the assessment of operating high-temperature bolt connections require a comprehensive knowledge of deformation processes and stress relaxation. The isothermal material behavior is widely understood. However, in the last years, transient loading conditions become more important for fossil-fired power plants, forced by the increasing number of start-ups and shutdowns. Thus, a better understanding of the basic material behavior and robust non-isothermal material models are required to enable a precise prediction of material deformation and stress relaxation.

In order to meet this demand, the significant strain portions occurring at elevated temperatures were discussed and experimentally characterized. In this research work, the nickel-base alloys Nimonic 80A and Nimonic 101 were examined in a temperature range from 450 to 700 °C. It was figured out that, beside elastic-plastic and creep deformations, the 'negative creep' also referred to as volume contraction has to be taken into account. In contrast, the influence of anelasticity can be regarded as negligible. Further, experiments with transient loading conditions showed neither acceleration nor a deceleration of creep deformation or stress relaxation in the examined temperature and stress range. However, the microstructural reasons of the volume contraction are thermodynamical stable only in a defined temperature range. The critical temperature, where volume contraction decreases, was determined by DSC and TMA investigations.

Subsequent, based on the engineering approach of the superposition of relevant strain proportions, temperature-dependent phenomenological equations were developed describing the elastic-plastic, creep and volume contraction behavior. The adjustment of the parameters was based on a wide database of isothermal hot tensile tests, creep, and annealing experiments. Within the context of modeling, a new implicit formulation of the modified Garofalo creep equation was developed, which exhibits numerical implementation advantages.

The material models have been successfully validated by FE-simulations of isothermal creep and stress relaxation experiments afterward. So-called '45° diagrams' and calculated defective areas between modeled and experimental determined stress relaxation curves showed that an increasing complexity of the creep model enhances the accuracy of the prediction. Furthermore, the recalculation of non-isothermal stress relaxation tests and bolted joint models had demonstrated the capability of the defined material laws in a wide stress range under transient loading conditions. Concluding, a sensitivity analysis of the loading parameters, stress, and temperature, as well as of different material properties and model parameters made an estimation of uncertainties possible.

The findings of the current work contribute to a better understanding of how transient loading conditions influence the deformation and stress relaxation behavior of nickel-base alloys. Furthermore, material models are now available, which enable a numerically robust and precise simulation in the future.

Inhaltsverzeichnis

Nomenklatur	v
1 Einführung in die Themenstellung	1
1.1 Aktuelle Relevanz in der Forschung und industriellen Anwendung	2
1.2 Vision	3
2 Stand des Wissens	4
2.1 Nickelbasislegierungen als Schraubenwerkstoffe	4
2.2 Verformungsverhalten von Metallen	5
2.3 Elastisch-plastische Verformung	7
2.4 Kriechverformung	8
2.4.1 Kriechmechanismen	8
2.4.2 Beschreibung der Kriechverformung	11
2.4.3 Transientes Kriechen	15
2.5 Volumenkontraktion	17
2.5.1 Mikrostrukturelle Ursachen der Volumenkontraktion	18
2.5.2 Auflösungsverhalten der Volumenkontraktion	21
2.6 Spannungsrelaxation	22
2.6.1 Mikrostrukturelle Ursachen der Relaxation	23
2.6.2 Ansätze zur Modellierung des Relaxationsverhaltens	24
2.6.3 Relaxation unter transienten Beanspruchungen	26
3 Zielstellung und Lösungsweg	28
3.1 Forschungsbedarf	28
3.2 Zielstellung	29
3.3 Lösungsweg und Methoden	30
3.3.1 Experimentelle Vorgehensweise und Versuchstechnik der isothermen Versuche . . .	33
3.3.2 Experimentelle Vorgehensweise und Versuchstechnik der transienten Versuche . . .	35
3.3.3 Werkzeuge zur Modellbildung und Parameteranpassung	36
4 Charakterisierung des Werkstoffverhaltens	37
4.1 Untersuchte Werkstoffe	37
4.1.1 Nimonic 80A	37
4.1.2 Nimonic 101	39
4.2 Isotherme Basischarakterisierung der Versuchswerkstoffe	40
4.2.1 Elastisch-plastisches Werkstoffverhalten	40
4.2.2 Kriechverhalten	42
4.2.3 Kontraktionsverhalten	45

4.3	Isotherme Spannungsrelaxation	48
4.3.1	Einachsige Relaxation	48
4.3.2	Kurzzeitrelaxationsversuche	50
4.3.3	Schraubenverbindungsmodellversuche	51
4.4	Transientes Werkstoffverhalten	53
4.4.1	Transientes Relaxationsverhalten	53
4.4.2	Transientes Kriechverhalten	57
4.4.3	Transientes Kontraktionsverhalten	61
5	Modellierung des Werkstoffverhaltens	66
5.1	Beschreibung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens	66
5.2	Beschreibung des Kontraktionsverhaltens	68
5.3	Kriechmodellierung mit bekannten Ansätzen	70
5.4	Entwicklung einer impliziten Garofalo-Kriechgleichung	72
5.4.1	Numerische Implementierung	76
5.4.2	Kriechmodellierung der untersuchten Werkstoffe	77
6	Validierung der Werkstoffmodelle	80
6.1	Isothermes Verformungsverhalten	80
6.2	Isothermes Relaxationsverhalten	83
6.2.1	Relaxationsversuche an Proben und Schraubenverbindungsmodellen	84
6.2.2	Gestufte Relaxationsversuche	88
6.3	Transientes Relaxationsverhalten	91
6.4	Bauteilnahe Validierung	94
6.5	Sensitivitäten	98
6.5.1	Einfluss der äußeren Beanspruchungen	99
6.5.2	Einfluss der Werkstoffeigenschaften	100
6.5.3	Einfluss der Werkstoffmodelle	102
7	Zusammenfassung und Schlussfolgerungen	105
8	Ausblick	108
	Literaturverzeichnis	108
	Abbildungsverzeichnis	121
	Tabellenverzeichnis	127
A	Anhang: Versuchsmatrix	128
B	Anhang: Probengeometrien	129
C	Anhang: Bilder	132

<hr/>	
D Anhang: <i>Werkstoffdaten und Modellparameter</i>	134
Curriculum Vitae	xi
Eigene Veröffentlichungen und Betreute Abschlussarbeiten	xii



Nomenklatur

Lateinische Kleinbuchstaben

a	Gitterparameter	(pm)
a_C, b_C	Terme zur Berechnung der Steifigkeit	
$a_i(T)$	Term der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung	
a_{i0}, a_{i1}	Parameter der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung	
$a_{i,GW}$	Parameter der Graham-Walles-Kriechgleichung	
b_1, b_2	Spannungsexponent der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung	
c	Steifigkeit	(mm · MPa)
c_1	Parameter der plastischen Anfangsdehnung	
c_{DH}	Steifigkeit der Dehnhülse	(mm · MPa)
c_F	Steifigkeit des Flansches	(mm · MPa)
c_H	Steifigkeit der Hülse	(mm · MPa)
$c_i(T)$	Term der plastischen Anfangsdehnung	
c_S	Steifigkeit des Schraubenbolzens	(mm · MPa)
d_d	Parameter der Volumenkontraktion	
d_i	Parameter der plastischen Anfangsdehnung	
f	Parameter der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung	
f_d	Parameter der Volumenkontraktion	
f_{rel}	Relativausdehnung zwischen Schraubenbolzen und Flansch	
l	Länge	(mm)
l_0	Ausgangslänge	(mm)
l_{DH}	Länge der Dehnhülse	(mm)
l_H	Länge der Hülse	(mm)
l_S	Länge des Schraubenbolzens	(mm)
m	Zeitexponent der Norton-Bailey-Kriechgleichung	
m_Z	Kennwert zur Bewertung der Genauigkeiten von Werkstoffmodellen	
n	Spannungsexponent der Norton-Gleichung	
n_1, n_2	Spannungsexponent der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung	
$n_{Gradient}$	Gradient des deviatorischen Spannungspotenzials	
n_i	Spannungsexponent der plastischen Anfangsdehnung	
$n_{i,GW}$	Parameter der Graham-Walles-Kriechgleichung	
n_{RO}	Spannungsexponent der Ramberg-Osgood-Gleichung	
t	Zeit	(h)

t_{12}, t_{23}	Übergangszeit der Kriechbereiche	(h)
t_a	Parameter der Manson-Brown-Gleichung	
t_{Beginn}	Startzeit eines Zeitinkrements	(h)
t_{Ende}	Endzeit eines Zeitinkrements	(h)
$t_{\varepsilon, T_{\text{max}}}$	Zeit bis zum Erreichen einer Dehngrenze bei maximaler Temperatur	(h)
$t_{\varepsilon, T_{\text{min}}}$	Zeit bis zum Erreichen einer Dehngrenze bei minimaler Temperatur	(h)
t_H	Haltezeit	(h)
$t_{p0,2\%}$	Zeit bis 0,2 % permanente Dehnung	(h)
$t_{p0,2\%}^*$	berechnete Zeit bis 0,2 % permanente Dehnung	(h)
t_u	Bruchzeit	(h)
u	Parameter der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung	

Lateinische Großbuchstaben

A_u	Bruchdehnung	(%)
$A_i(T)$	Terme der impliziten Garofalo-Kriechgleichung	
A_G	Parameter der Garofalo-Kriechgleichung	
A_{i0}	Term der impliziten Garofalo-Kriechgleichung	
A_D	Parameter der Dorn-Kriechgleichung	
A_{MV}	Parameter der McVetty-Kriechgleichung	
B	Parameter der allgemeinen Formulierung der Aktivierungsenergie	
B_0, B_1, B_2	Parameter der Manson-Brown-Gleichung	
C_{12}, C_{23}	Parameter der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung	
D	Parameter der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung	
E	Elastizitätsmodul	(MPa)
E_T	Elastizitätsmodul bei Temperatur	(MPa)
F	Kraft	(N)
F_B	Parameter der Bailey-Kriechgleichung	
$H(\varepsilon_f)$	Term der impliziten Garofalo-Kriechgleichung	
$H(t)$	Term der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung	
$I(\varepsilon_f)$	Term der impliziten Garofalo-Kriechgleichung	
K	Parameter der Norton-Bailey-Kriechgleichung	
$K_1(T), K_2(T)$	Terme der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung	
K_A	Parameter der Arrhenius-Gleichung	
K_d	Parameter der Volumenkontraktion	
K_i, K_{i0}, K_{i1}	Parameter der plastischen Anfangsdehnung	
$K_i(T)$	Term der plastischen Anfangsdehnung	
K_{RO}	Parameter der Ramberg-Ossgood-Gleichung	
L'	Referenzlänge des Schraubenbolzens	(mm)

$L_{t,e}$	Lebensdaueranteil bezogen auf eine Dehngrenze	
M_d	Parameter der Volumenkontraktion	
m_{MB}	Parameter der Manson-Brown-Gleichung	
PMB	Manson-Brown Parameter	
Q_{Ai}	Term der impliziten Garofalo-Kriechgleichung	
Q_i	Aktivierungsenergie der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung	
Q_{Ki}	Aktivierungsenergie der plastischen Anfangsdehnung	
Q_{p10}	Parameter der impliziten Garofalo-Kriechgleichung	
R	Matrix zur Definition anisotroper Volumenkontraktion	
R_G	Gaskonstante	(J/(mol · K))
R_m	Zugfestigkeit	(MPa)
R_{uTt}	Zeitstandfestigkeit	(MPa)
R_{MB}	Parameter der Manson-Brown-Gleichung	
$R_{p0,2}$	Ersatzstreckgrenze bei 0,2 % bleibender Dehnung	(MPa)
S_0	Querschnittsfläche	(mm ²)
T	Temperatur	(°C)
T_A	Parameter der Volumenkontraktion	
T_a	Parameter der Manson-Brown-Gleichung	
T_{max}	maximale Temperatur	(°C)
T_{min}	minimale Temperatur	(°C)
V	Volumenanteil einer Phase	(%)
W_d	Parameter der Volumenkontraktion	
X_1, X_3	Terme der impliziten Garofalo-Kriechgleichung	
Z	2,5-fache Standardabweichung	
Z_u	Brucheinschnürung	(%)

Griechische Kleinbuchstaben

α_{th}	thermischer Ausdehnungskoeffizient	(1/K)
$\alpha_i(T)$	Terme der impliziten Garofalo-Kriechgleichung	
α_{12}, α_{23}	Parameter der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung	
α_{DH}	thermischer Ausdehnungskoeffizient der Dehnhülse	(1/K)
α_H	thermischer Ausdehnungskoeffizient der Hülse	(1/K)
α_{i0}, α_{i1}	Parameter der impliziten Garofalo-Kriechgleichung	
α_s	thermischer Ausdehnungskoeffizient des Schraubenbolzens	(1/K)
$\beta_1, \beta_2, \beta_3$	Spannungsexponenten impliziten Garofalo-Kriechgleichung	
γ_1, γ_3	Parameter der impliziten Garofalo-Kriechgleichung	
δ_1, δ_3	Parameter der impliziten Garofalo-Kriechgleichung	
δ_A	Fehlerfläche	(MPa · h)

ε	Dehnung	(%)
ε_0	Solldehnung bei Relaxationsversuchen	(%)
ε_d	dichteabhängige Dehnung, Volumenkontraktion	(%)
ε_{el}	elastische Dehnung	(%)
ε_f	Kriechdehnung	(%)
$\varepsilon_{f,1}, \varepsilon_{f,2}, \varepsilon_{f,3}$	primäre, sekundäre und tertiäre Kriechdehnung	(%)
$\varepsilon_{f,12}, \varepsilon_{f,23}$	Übergangskriechdehnung der Kriechbereiche	(%)
$\varepsilon_{f,1max}$	maximale, primäre Kriechdehnung	(%)
$\dot{\varepsilon}_f$	Kriechgeschwindigkeit	(%/h)
$\dot{\varepsilon}_{f,I}$	primäre Kriechgeschwindigkeit	(%/h)
$\dot{\varepsilon}_{f,III}$	tertiäre Kriechgeschwindigkeit	(%/h)
$\dot{\varepsilon}_{f,min}$	minimale Kriechgeschwindigkeit	(%/h)
ε_f^*	fiktive Kriechdehnung	(%)
ε_i	plastische Anfangsdehnung	(%)
ε_k	anelastische Dehnung	(%)
ε_{per}	permanente Dehnung	(%)
ε_{per}^*	berechnete, permanente Dehnung	(%)
ε_{rel}	elastische Rückdehnung des Schraubenbolzens	(%)
ε_T	Wärmedehnung	(%)
ε_t	Gesamtdehnung	(%)
ε_{th}	thermische Dehnung	(%)
λ_d	Parameter der Volumenkontraktion	
$\mu_1(T), \mu_3(T)$	Dehnungsexponenten der impliziten Garofalo-Kriechgleichung	
μ_{i0}, μ_{i1}	Parameter der impliziten Garofalo-Kriechgleichung	
ν_1, ν_2, ν_3	Spannungsexponenten impliziten Garofalo-Kriechgleichung	
$\rho_{10}, \rho_{12}, \rho_{23}$	Parameter der impliziten Garofalo-Kriechgleichung	
σ	Normalspannung	(MPa)
σ_0	Anfangsspannung	(MPa)
σ_a	äußere Spannung	(MPa)
σ_i	innere Spannung	(MPa)
σ_r	Restspannung des Schraubenverbindungsmodells	(MPa)
σ_x	Spannung zur Normierung	(MPa)
τ_d	Parameter der Volumenkontraktion	
$\omega_{10}, \omega_{11}, \omega_{12}, \omega_{23}$	Parameter der impliziten Garofalo-Kriechgleichung	
Griechische Großbuchstaben		
ΔL_{10}	Länge des Schraubenbolzens vor der Auslagerung	(mm)
Δl	Längenänderung	(mm)

$\Delta L_{1\sigma}$	Länge des verspannten Schraubenbolzens vor der Auslagerung	(mm)
ΔL_{20}	Länge des Schraubenbolzens nach der Auslagerung	(mm)
$\Delta L_{2\sigma}$	Länge des verspannten Schraubenbolzens nach der Auslagerung	(mm)
ΔH	Aktivierungsenthalpie	(J)
ΔT	Temperaturdifferenz	(°C)
Δt	Zeitinkrement	(h)
$\Delta \bar{\epsilon}^{\text{cr}}$	Kriechdehnungsinkrement	
$\Delta \bar{\epsilon}^{\text{sw}}$	Schwelldehnungsinkrement	
$\Delta \epsilon^{\text{cr}}$	Dehnungsinkrement der Kriechsubroutine	
Θ_1, Θ_1	Parameter der Garofalo-Kriechgleichung	

Abkürzungen

AZ	Ausgangszustand
CDM	Schädigungs-Kontinuumsmechanik (<i>Continuous Damage Mechanics</i>)
COST	Europäische Forschungsgemeinschaft (<i>European Cooperation in Science & Technology</i>)
DSC	dynamische Differenzkalorimetrie (<i>Differential Scanning Calorimetry</i>)
ECCC	Europäische Arbeitsgemeinschaft 'Kriechen' (<i>European Creep Collaborative Committee</i>)
EDX	Energiedispersive Röntgenspektroskopie (<i>Energy Dispersive X-ray spectroscopy</i>)
FEM	Finite-Elemente-Methode
FVWHT	Forschungsvereinigung für warmfeste Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe
HREM	hochauflösendes Rasterelektronenmikroskop
INCA	Programm zur Anpassung von Kriechgleichungen (<i>Interactive Creep Assessment</i>)
LRO	ferngeordneter Gefügezustand (<i>Long Range Order</i>)
PID	Reglerkomponenten: Proportional-, Integrierender-, Differenzierender-Anteil
REM	Rasterelektronenmikroskop
SRO	nahgeordneter Gefügezustand (<i>Short Range Order</i>)
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
TMA	thermomechanische Analyse
UAMP	Subroutine zur Definition von Amplituden
XRD	Röntgendiffraktometrie

Werkstoffbezeichnungen

Alloy 286	X6NiCrTiMoVB25-15-2 (Werkstoffnummer: 1.4980)
CB2	GX13CrMoCoVNbNB9-2-1
Kh20N80	Nickelbasislegierung ähnlich dem Nimonic 80A
Nimonic 101	NiCr25Co20TiAlMoNb, Ni 101
Nimonic 80A	NiCr20TiAl, Ni 80A (Werkstoffnummer: 2.4952)



1 Einführung in die Themenstellung

Die Auslegung und Bewertung von Bauteilen beruht im Allgemeinen auf einem Vergleich von äußerer Beanspruchung und Beanspruchbarkeit des Werkstoffs. Mechanische Kenngrößen, wie zum Beispiel die Festigkeit eines Werkstoffes, werden häufig als Bemessungsregeln für Bauteile herangezogen, ohne dass umfassende Kenntnisse zum Verformungsverhalten vorliegen. Bei erhöhten Temperaturen, wobei die technisch relevante Grenze werkstoffabhängig bei ungefähr dem 0,4-fachen der Schmelztemperatur T_m (in Kelvin) liegt, müssen jedoch zusätzlich wirkende zeitabhängige Verformungen bekannt und möglichst umfassend verstanden sein, um betriebssicher auslegen zu können [1].

Kriechprozesse sind die wohl bekanntesten zeitabhängigen Verformungen bei erhöhten Temperaturen. Neben der Deformation und der Werkstoffschädigung durch die Bildung von Kriechporen oder Kriechrissen sind Kriechverformungen für die Umlagerung reversibler in irreversible Dehnungen maßgeblich verantwortlich, was im Allgemeinen als Spannungsrelaxation bezeichnet wird [2]. Des Weiteren können zeitabhängige Transformationen metastabiler Gefügeausscheidungen zu Eigenschafts- und Formänderungen führen, deren Kenntnis für eine sichere Bauteilbewertung absolut notwendig ist.

In konventionellen fossil befeuerten Kraftwerksanlagen unterliegen viele Bauteile erhöhten Temperaturen bei gleichzeitig hohen mechanischen Beanspruchungen. Hochtemperaturverformungsvorgänge sind somit bei der Auslegung von Flansch- und Schraubenverbindungen unbedingt zu berücksichtigen. Ein Vorspannkraftverlust der Schraubenbolzen infolge von Spannungsrelaxation kann zu einem Verlust der Dichtheit der Verbindung führen. Je nach Einsatztemperatur werden niedrig- bis hochlegierte Stähle als Schraubenwerkstoffe eingesetzt. Die Nickelbasislegierung NiCr20TiAl, auch bekannt unter dem Herstellernamen Nimonic 80A, kommt üblicherweise bei maximalen Temperaturen von 600 bis 650 °C zum Einsatz. Der Nimonic 101 (NiCr25Co20TiAlMoNb) stellt in zukünftigen 700 °C-Kraftwerken eine mögliche Alternative als Schraubenwerkstoff dar. Das isotherme Verformungs- und Festigkeitsverhalten der genannten Werkstoffe ist hinlänglich bekannt, sodass unter stationären Beanspruchungsbedingungen sichere Bauteilbewertungen und Lebensdauerabschätzungen möglich sind [3–5].

In den vergangenen Jahrzehnten hat sich das Anforderungsprofil fossil befeuerter Kraftwerksanlagen jedoch grundlegend geändert. Während viele der derzeit aktiven fossil befeuerten Anlagen zu Baubeginn auf einen stationären Grundlastbetrieb ausgelegt worden sind, müssen diese derzeit eine hohe Flexibilität aufweisen, um Leistungsspitzen abzufangen und die Netzstabilität zu gewährleisten. Beispielfür sei hierfür die erzeugte Energie einer Aprilwoche in Deutschland aus dem Jahr 2014 herangezogen, bei der Steinkohlekraftwerke als maßgebliche Leistungspuffer häufigen Lastwechseln unterworfen wurden (Abbildung 1.0.1) [6]. Die zunehmende Flexibilisierung mit dem einhergehenden Bedeutungsgewinn transienter Beanspruchungen und die steigenden Leistungsanforderungen an die Werkstoffe betreffen jedoch auch Branchen wie den Fluggasturbinenbau, den chemischen Anlagenbau oder zunehmend die Automobilindustrie. In diesen Bereichen wird ebenso ein umfassendes Verständnis des Verformungsverhaltens unter isothermen und transienten Bedingungen für die Auslegung und Lebensdauerbewertung der Bauteile benötigt. „Transient“, beschreibt in der vorliegenden Arbeit wechselnde Temperaturen unter annähernd gleichbleibenden mechanischen Beanspruchungen.

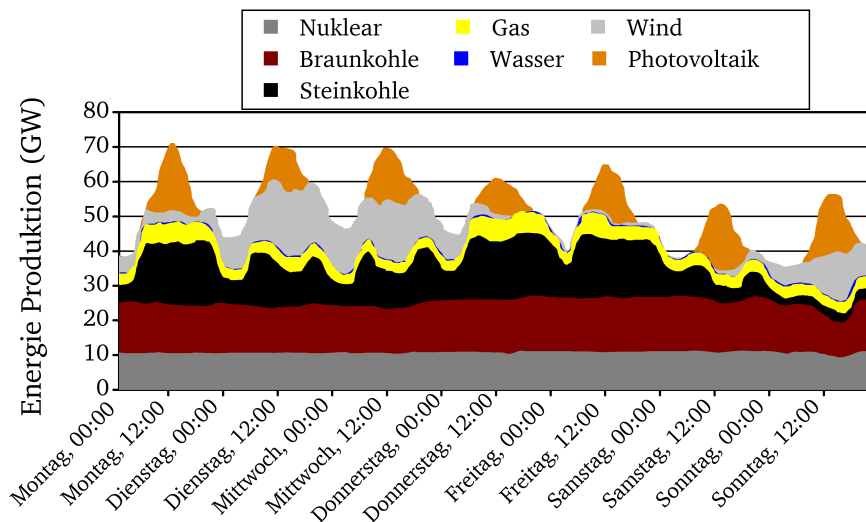


Abbildung 1.0.1: Stromerzeugung in Deutschland während einer Aprilwoche in 2014 [6]

1.1 Aktuelle Relevanz in der Forschung und industriellen Anwendung

Bereits in den 60er Jahren, in denen die Nickelbasislegierung Nimonic 80A zunehmend als Schraubenwerkstoff in Kraftwerksanlagen eingesetzt wurde, führten die teils unvollständigen Kenntnisse über das Verformungsverhalten der Schraubenwerkstoffe zu einer Reihe von Schadensfällen bis hin zu Brüchen von Schraubenbolzen [7–9]. In diesen Fällen konnte letztlich die metastabile Volumenkontraktion als eine der maßgeblichen Ursachen identifiziert werden. Infolgedessen wurden umfangreiche isotherme Untersuchungen durchgeführt und die Empfehlungen für den Einsatz der Schraubenbolzen entsprechend angepasst [10]. Dokumentierte Schadensfälle von Nimonic-Verschraubungen lassen sich jedoch bis in die heutige Zeit finden. Die unzureichend berücksichtigte Volumenkontraktion stellt dabei in der Regel nur einen Aspekt dar, der in Kombination mit anderen Faktoren wie Spannungskonzentrationsstellen durch mangelhafte Konstruktion zum Bauteilversagen führte [11].

Die im vorangegangenen Abschnitt beschriebenen Änderungen des Beanspruchungsprofils fossil befeuerter Kraftwerksanlagen mit häufigeren An- und Abfahrvorgängen stellen zusätzliche Herausforderungen dar. So konnten bereits Bauteilschädigungen in Form von Rissen aufgrund erhöhter thermomechanischer Beanspruchung festgestellt werden [12]. Dies zeigt, dass derzeit kein umfassendes Verständnis der isothermen und transienten Verformungsvorgänge des Nickelbasiswerkstoffes Nimonic 80A vorliegt. Die Auslegung und Lebensdauerbewertung von Komponenten sowie die Abschätzung von Revisionsintervallen erfolgt demnach mit großen Unsicherheiten, was in den meisten Fällen zu konservativen Vorgehen beim Design und bei der Festlegung der Intervalle führt.

Solange keine ausreichenden Energiespeicher zur Verfügung stehen, um die benötigten Energiemengen bereitstellen zu können, wird sich die skizzierte Entwicklung der zunehmenden Flexibilität fossil befeuerter Kraftwerksanlagen in den kommenden Jahren weiter fortsetzen. Trotz zunehmender Einspeisung von erneuerbaren Energien müssen die konventionellen fossil befeuerten Anlagen zur Abdeckung von Leistungsspitzen und als Reserven jederzeit bereitgehalten werden. So zeigt die Prognose der benötigten fossil erzeugten Energie für Irland im Jahr 2020, dass keine Grundlastabdeckung mehr benötigt wird, konventionelle Kraftwerke aber viele Leistungsspitzen in kurzer Zeit abdecken müssen (Abbildung 1.1.1) [13–15].

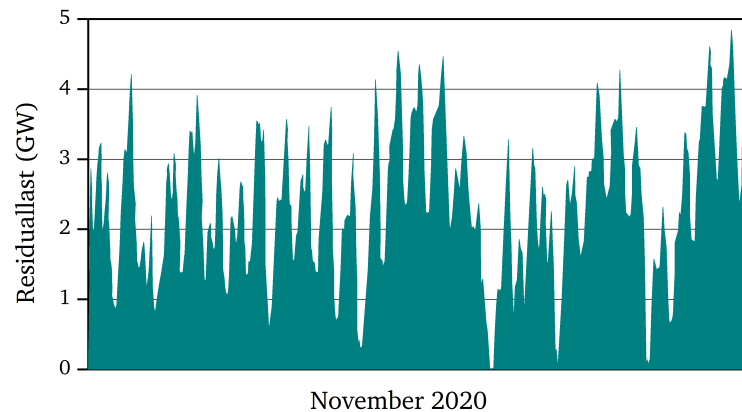


Abbildung 1.1.1: Prognostizierte, benötigte Residuallast durch fossile Energieträger für einen Monat in 2020 am Beispiel Irland [13]

1.2 Vision

Die aktuellen und zukünftigen Herausforderungen bei der Bewertung und Auslegung von Bauteilen bei erhöhten Temperaturen erfordern ein möglichst umfassendes Verständnis der Verformungsvorgänge sowie umfangreiche Kenntnisse über die Auswirkungen isothermer und transienter Beanspruchungen. Zum Erhalt der Dichtheit von in Kraftwerksanlagen vielseitig eingesetzten Schrauben- und Flanschverbindungen ist, neben dem Verformungsverhalten durch plastisches Fließen, Kriechen oder Änderungen der Mikrostruktur, die Spannungsrelaxation unbedingt zu berücksichtigen. Des Weiteren werden Berechnungsmethoden und Werkstoffmodelle benötigt, die sowohl isotherme als auch transiente Beanspruchungsszenarien mit hoher Genauigkeit abbilden können. Die industrielle und effiziente Anwendung der Werkstoffmodelle erfordert zudem ein hohes Maß an Robustheit mit wirtschaftlich vertretbarem Rechenaufwand. Darüber hinaus sollte die Integration in numerische Finite-Elemente(FE)-Programme möglich und einfach handhabbar sein.

Die Vision der Arbeit besteht nunmehr daraus, ein umfangreiches Verständnis aller Verformungsvorgänge zu erzielen um, basierend auf zu entwickelnden Werkstoffmodellen des Nimonic 80A und Nimonic 101, mögliche Schäden frühzeitig zu erkennen und somit Konservativitäten bereits bei der Auslegung abbauen zu können. Auf Basis dieser kann dann ebenfalls eine genauere Abschätzung von Revisionsintervallen fossil befeuerter Kraftwerksanlagen insbesondere für praktisch relevante flexible Betriebsweisen ermöglicht werden, ohne die Anlagensicherheit zu gefährden.

Um der beschriebenen Vision näherzukommen, wird zunächst ein aktueller Stand des Wissens zu Verformungs- und Spannungsrelaxationsmechanismen, zu deren mikrostrukturellen Ursachen sowie zu bereits bestehenden Modellierungsansätzen des Werkstoffverhaltens erstellt. Anhand der dabei identifizierten Lücken im Wissensstand leitet sich anschließend die Aufgabenstellung für die vorliegende Arbeit ab. Mithilfe eines geeigneten Lösungsansatzes, der eine experimentelle Charakterisierung des Verformungs- und Relaxationsverhaltens und die Entwicklung bzw. Anpassung von Werkstoffmodellen beinhaltet, soll ein umfassenderes Werkstoffverständnis erreicht sowie eine hinreichend genaue und robuste numerische Beschreibung ermöglicht werden.

2 Stand des Wissens

Zunächst wird im Folgenden der aktuelle Stand des Wissens vorgestellt. Nach einer kurzen Einleitung zu den Anwendungen, Eigenschaften und dem Gefügeaufbau der Nickelbasiswerkstoffe folgt die Einführung der maßgebenden Verformungsmechanismen. Letztere werden im Anschluss ausführlich diskutiert, wobei im Besonderen die mikrostrukturellen Ursachen und vorhandene Werkstoffmodelle betrachtet werden. Daran schließt sich eine Zusammenfassung vorhandener Kenntnisse zum Spannungsrelaxationsverhalten an, welches für die Bewertung von Schraubenverbindungen von großer Bedeutung ist. Zudem wird ein Überblick über aktuell vorliegende Untersuchungen zum Verformungs- und Spannungsrelaxationsverhalten unter transienten Beanspruchungsbedingungen gegeben.

Die eingerückten und kursiv geschriebenen Absätze am Ende der nachfolgenden Kapitel enthalten Kurzzusammenfassungen der im Bezug zur angestrebten Vision wesentlichen Inhalte.

2.1 Nickelbasislegierungen als Schraubenwerkstoffe

Eine der ältesten und vielseitigst eingesetzten Nickelbasislegierungen ist die Knetlegierung NiCr20TiAl, auch bekannt unter dem Markennamen Nimonic 80A oder Alloy 80A [16]. Aufgrund der im Vergleich mit den warmfesten Stählen hohen Kriechfestigkeit bei verhältnismäßig guter Bearbeitbarkeit wird diese Legierung für Schaufeln, Scheiben oder Ringe in Gas- und Dampfturbinen, als Rohrleitungskomponenten in nuklearen Kraftwerksanlagen, als Schraubenwerkstoff und zum Teil im Abgasstrang von Automobilen eingesetzt [17]. Die wichtigsten Verfestigungsmechanismen stellen dabei zum einen die Mischkristallverfestigung der kubisch-flächenzentrierten (kfz) γ -Matrix mit Elementen wie Co, Fe, Cr, Nb, Ta sowie zum anderen die Ausscheidungsverfestigung durch die kohärente γ' -Phase dar. Diese entspricht einer stöchiometrischen Nennzusammensetzung von Ni₃Al, wobei Nickel auch von Kobalt und Aluminium von Titan substituiert werden kann. Neben der hohen Kriechfestigkeit, die mit dem Relaxationswiderstand korreliert und einen langfristigen Erhalt der Vorspannkräfte ermöglicht, sollten Schraubenwerkstoffe ein ausreichendes Maß an Duktilität zur Vermeidung von Kerbversprödung in den Gewinden mitbringen. Eine möglichst hohe Streckgrenze wird für das Aufbringen der für den Kraftwerkseinsatz benötigten hohen Spannung zum Erhalt der Dichtheit auch bei hohen Anlagendrücken und Temperaturen benötigt. Im Vergleich mit typischen Vertretern warmfester Stähle für Schraubenbolzen mit einer maximalen Einsatztemperatur von 600 °C, wie der X22CrMoV12-1 oder der X19CrMoVNbN11-1, weist die Nickellegierung Nimonic 80A die genannten Eigenschaften bis 650 °C in ausreichend hohem Maße auf. Die Anwendbarkeit des Nimonic 80A als Schraubenwerkstoff in fossil befeuerten Kraftwerksanlagen im Bereich hoher Temperaturen konnte in einer Reihe von Forschungsarbeiten aufgezeigt werden [3, 18, 19].

Eine Weiterentwicklung des Nimonic 80A stellt der Nimonic 101 dar. Aufgrund eines höheren Gehalts an Aluminium, Titan und Kobalt bildet sich tendenziell ein größerer γ' -Anteil aus. Weiterhin reduziert Kobalt die Stapelfehlerenergie, sodass das Klettern von Versetzungen erschwert wird, was zu einer weiteren Festigkeitssteigerung führt. Das zusätzlich hinzulegierte Molybdän bleibt zum einen in der Mischkristallmatrix gelöst und trägt zum anderen zur Mischkristallverfestigung bei. Des Weiteren bilden sich Molybdän-Karbide entlang der Korngrenzen aus, die Korngrenzengleiten behindern und das Kornwachstum verlangsamen [2]. Daraus resultieren eine höhere Zeitstandfestigkeit und ein verbesserter Widerstand gegen Spannungsrissskorrosion bis 750 °C. Trotz der höheren Festigkeit ist der Nimonic 101 eine

mechanisch bearbeitbare Knetlegierung [16]. Derzeit wird die Legierung als Turbinenschaufelwerkstoff in einem Temperaturbereich von 600 bis 700 °C eingesetzt [20]. Im Hinblick auf Wirkungsgradsteigerungen fossil befeuerter Kraftwerksanlagen durch eine Erhöhung der Dampftemperatur von derzeit ungefähr 625 °C auf bis zu 700 °C wird der Nimonic 101 auch für den Einsatz als Schrauben- und Flanschwerkstoff interessant.

2.2 Verformungsverhalten von Metallen

Das Verformungsverhalten der Metalle lässt sich grundsätzlich in mechanische, thermische und auf Gefügeumwandlungen basierende Dehnungen unterteilen. Abbildung 2.2.1 gibt einen Überblick über mögliche Ursachen der Verformungen. Die mechanischen Dehnungen können zusätzlich in reversible, bei denen der Körper nach der Entlastung wieder die Ausgangsform annimmt und irreversible Verformungen, die zu einer dauerhaften Formänderungen führen, unterteilt werden. Zeitunabhängige reversible und irreversible Verformungen (als ε_{el} bzw. ε_i bezeichnet) werden häufig unter dem Begriff des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens zusammengefasst (Abschnitt 2.3).

Die zeitabhängigen mechanischen Verformungen können in anelastische und Kriechverformungen (ε_k bzw. ε_f) eingeteilt werden. Die Mechanismen der Kriechverformung ε_f , deren mathematische Beschreibung und die Auswirkungen transienter Temperaturbedingungen werden im Abschnitt 2.4 im Detail dargestellt. Die Trennung zwischen irreversibler zeitunabhängiger plastischer Verformung und zeitabhängiger Kriechverformung stellt eine unter technischen Gesichtspunkten zweckmäßige Vereinfachung dar. Auf physikalischer Ebene beruhen die plastischen Verformungen auf Gleitprozessen von Versetzungen im Kristallgitter und somit auf Platzwechselvorgängen von Atomen. Die dafür benötigte Zeit kann unter technisch relevanten Laufzeiten jedoch vernachlässigt werden [21]. Welche der mechanisch initiierten Verformungsmechanismen letztlich zum Tragen kommen, hängt von der Temperatur, der Spannung, dem Werkstoff und vom Werkstoffzustand ab. Einen spannungs- und temperaturabhängigen Überblick geben sogenannte Verformungs-Mechanismus-Karten (Abbildung 2.2.2) [22].

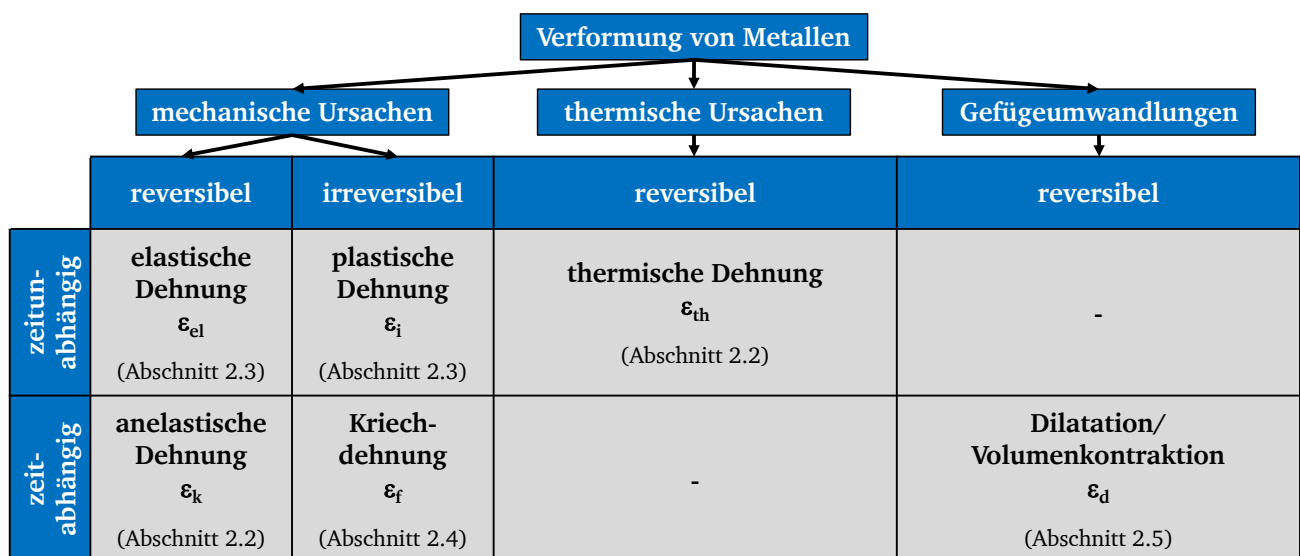


Abbildung 2.2.1: Schematische Einteilung des Verformungsverhaltens der Metalle

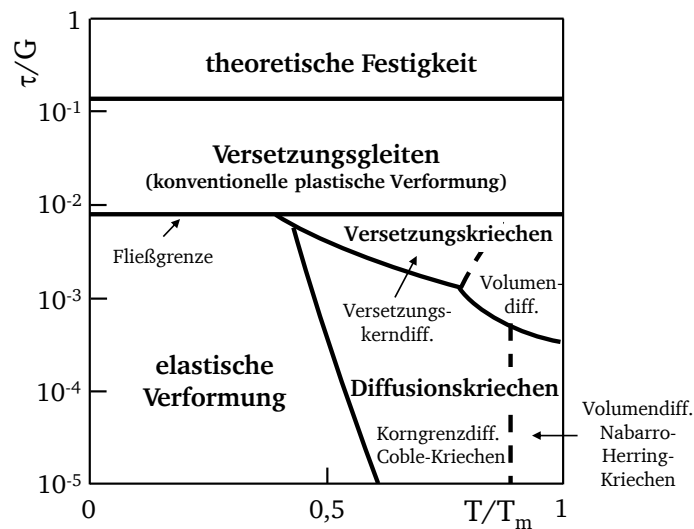


Abbildung 2.2.2: Schematische Verformungs-Mechanismus-Karte eines metallischen Werkstoffes nach [2]

Rein elastische Verformungen treten bei Spannungen unterhalb der Fließgrenze auf. Ab einer Temperatur von ungefähr dem 0,4-fachen der Schmelztemperatur (in Kelvin) wird die für Diffusionsprozesse der meisten technischen Legierungen notwendige Aktivierungsenergie erreicht. Somit kommt es ab dieser Temperatur zu zeitabhängigen Kriechverformungen, die entweder auf einem gerichteten Materialstrom, dem sogenannten Diffusionskriechen, oder einer diffusionsdominierten Versetzungsbewegung, dem Versetzungskriechen, beruhen. Übersteigt die vorliegende Spannung die Fließgrenze, setzt konventionelles Versetzungsgleiten ein und es bilden sich die bereits genannten quasi zeitunabhängigen plastischen Verformungen aus [1, 21].

Die reversiblen anelastischen Dehnungen ε_k basieren auf spannungsinduzierten Bewegungen von Defekten der Kristallstruktur wie Korngrenzen, Versetzungen oder die Ausbildung elastischer Dipole an Punktdefekten [23, 24]. Andere Autoren beziehen die anelastischen Effekte auch auf die Wechselwirkung unterschiedlich harter Gefügebereiche [25]. Technisch relevante Beträge der anelastischen Verformung wurden bisher jedoch lediglich bei Stahl- und Titanlegierungen gemessen [3, 5, 26, 27].

Thermische Dehnung ε_{th} (vgl. Abbildung 2.2.1) müssen bei der Bewertung von Schrauben- und Flanschverbindungen zwingend berücksichtigt werden, sobald verschiedene Werkstoffgruppen für Schraubenbolzen und Flansch- bzw. Gehäusekörper eingesetzt werden bzw. transiente Temperaturbeanspruchungen vorliegen. So führt das unterschiedliche thermische Ausdehnungsverhalten von Stahl- und Nickelbasislegierungen gegebenenfalls bereits während des Aufheizens zu einem Verlust an Vorspannkraft. Wird außerdem die freie Ausdehnung von Bauteilen durch äußere Randbedingungen eingeschränkt oder behindert, bewirken die thermischen Dehnungen zusätzliche mechanische Spannung, die gegebenenfalls irreversible Verformungen zur Folge haben [2].

Des Weiteren können zeitabhängige Gefügeumwandlungen Änderungen der Dichte des Werkstoffes bewirken. Diese können bei Nickelbasis- und austenitischen Stahlwerkstoffen technisch relevante Größenordnungen erreichen. Führen die dichteabhängigen Dehnungen ε_d zu einer Verkleinerung des Volumens spricht man von Volumenkontraktion. Einige Werkstoffe weisen zudem bei Temperaturen oberhalb von 700 °C eine zeitabhängige Vergrößerung des Volumens und somit eine Dilatation auf [3, 5, 28]. Die

mikrostrukturellen Ursachen und das Verhalten unter transienten Temperaturbedingungen werden im Abschnitt 2.5 diskutiert.

Die Beschreibung des Verformungsverhaltens der Nickelbasiswerkstoffe erfordert ein umfassendes Verständnis des zeitunabhängigen elastisch-plastischen Dehnungsverhaltens, der thermischen Ausdehnung sowie der zeitabhängigen anelastischen Verformung, Kriechverformung und Volumenkontraktion. Die anelastische Dehnung scheint bei den Nickelbasiswerkstoffen keine technisch relevante Größenordnung anzunehmen. Dies gilt es jedoch, für die untersuchten Werkstoffe experimentell abzusichern.

2.3 Elastisch-plastische Verformung

Das elastisch-plastische Werkstoffverhalten beschreibt die unter technischen Gesichtspunkten zeitunabhängigen reversiblen und irreversiblen Verformungen. Die Verzerrung des Atomgitters infolge einer angreifenden Kraft ist zunächst linear-elastisch, sodass der Werkstoff nach dem Entlasten seine ursprüngliche Form wieder annimmt (Abbildung 2.3.1). Dieser lineare Bereich der Spannungs-Dehnungs-Kurve kann über das hookesche Gesetz mit dem werkstoff- und temperaturabhängigen Elastizitätsmodul E abgebildet werden [21].

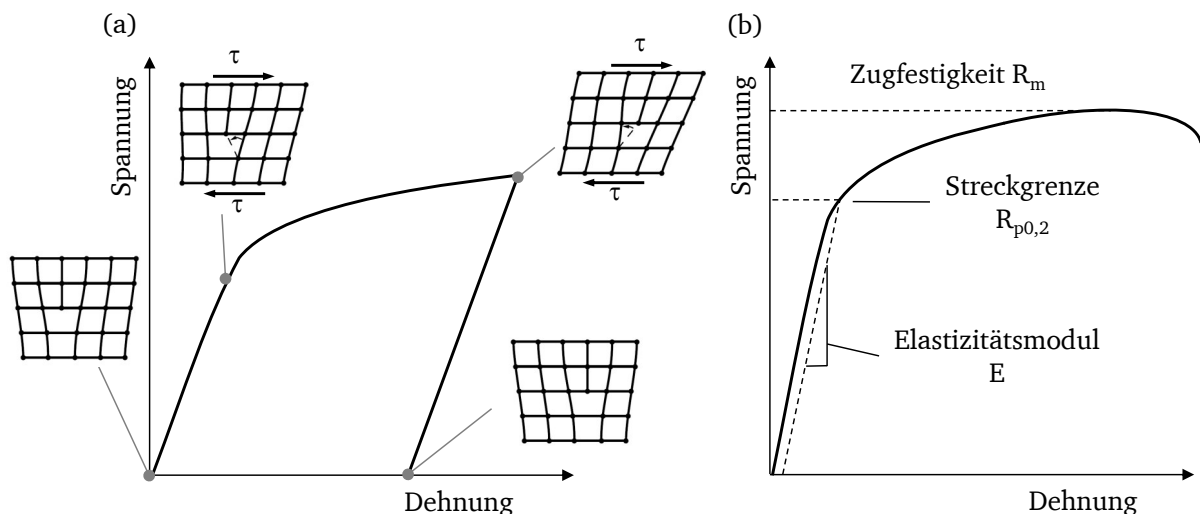


Abbildung 2.3.1: Spannungsdehnungskurve nach [21] (a) sowie schematische Darstellung des Gleitens einer Stufenversetzung im Metallgitter (b) [1]

Übersteigt die äußere Spannung die Fließ- bzw. Streckgrenze $R_{p0,2}$, beginnen sich die Versetzungen auf ihren Gleitebenen durch das Atomgitter zu bewegen und der Werkstoff wird irreversibel plastisch verformt (Abbildung 2.3.1 (a)) [21]. Dieser Dehnungsanteil wird in der vorliegenden Arbeit mit ε_i gekennzeichnet. Die plastischen Verformungen, die während der Lastaufbringung von Kriechversuchen entstehen, werden plastische Anfangsdehnungen genannt [29].

Die Charakterisierung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens erfolgt in der Regel an einachsigen Zugversuchen und den sich daraus ergebenden Spannungs-Dehnungsverläufen (Abbildung 2.3.1 (b)) [1]. Eine bekannte analytische Formulierung zur Abbildung des elastisch-plastischen Werkstoffver-

haltens wurde von Ramberg und Osgood aufgestellt [30]. Die Gesamtdehnung ε ergibt sich dabei aus

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + K_{RO} \cdot \left(\frac{\sigma}{E} \right)^{n_{RO}} \quad (2.3.1)$$

mit dem Elastizitätsmodul E , der vorliegenden Normalspannung σ und den temperaturabhängigen Konstanten K_{RO} und n_{RO} [30]. Die Anwendung der gezeigten Beziehung bei der Bewertung transienter Beanspruchungen erfordert die Parameterbestimmung für definierte Temperaturstützstellen und deren Interpolation. Eine genauere Vorhersage wird mit Gleichungen ermöglicht die eine konsistente Temperaturabhängigkeit implizieren. In [31] wurde für einen niedrig legierten Stahl folgende Beziehung

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_i = \frac{\sigma}{E} + K_i(T) \cdot \sigma^{n_i} \cdot e^{c_i(T) \cdot \sigma^{d_i}} \quad (2.3.2)$$

mit den Konstanten n_i und d_i , aufgestellt. Die konsistente Temperaturabhängigkeit wird über Arrhenius-Beziehungen der Parameter

$$K_i(T) = e^{K_{i0} - \frac{Q_{K_{i0}}}{T}} + e^{K_i - \frac{Q_{K_i}}{T}} \quad \text{und} \quad c_i(T) = e^{C_i - \frac{Q_{C_i}}{T}} \quad (2.3.3)$$

ermöglicht. Eine Reihe weiterer Formulierungen zur Beschreibung des zeitunabhängigen plastischen Verformungsverhaltens wurden bereits für diverse Werkstoffe entwickelt [5, 26, 27, 32, 33].

Die mikrostrukturellen Vorgänge bei der zeitunabhängigen elastisch-plastischen Verformung sind hinlänglich bekannt. Des Weiteren steht eine Vielzahl von analytischen Gleichungen zur rechnerischen Beschreibung des Werkstoffverhaltens bereit.

2.4 Kriechverformung

Bei Temperaturen oberhalb der 0,4-fachen Schmelztemperatur (in Kelvin) beeinflussen Kriechdehnungen das Verformungsverhalten von metallischen Werkstoffen maßgeblich. Kriechverformungen basieren auf der diffusionsgesteuerten Bewegung von Versetzungen, der Diffusion von Leerstellen bzw. dem Abgleiten von Korngrenzen. Die Kriechmechanismen hängen im Wesentlichen von der Temperatur und der vorliegenden Spannung ab und werden im Abschnitt 2.4.1 betrachtet. Zur Modellierung des Kriechverhaltens steht eine Vielzahl von Werkstoffmodellen zur Verfügung, die im Abschnitt 2.4.2 vorgestellt werden. Die Diskussion der Auswirkungen transienter Temperaturbedingungen auf das Kriechverhalten folgt im Abschnitt 2.4.3.

2.4.1 Kriechmechanismen

Gemäß den Verformungs-Mechanismus-Karten (vgl. Abbildung 2.2.2, Abschnitt 2.2) kann eine Einteilung in Diffusionskriechen und Versetzungskriechen erfolgen [22]. Der dominierende Verformungsmechanismus bei Temperaturen größer $0,4 \cdot T_m(K)$ und niedrigen Spannungen ist das Diffusionskriechen. Aufgrund eines Leerstellenkonzentrationsgefälles bewirkt ein Diffusions- bzw. letztlich ein Materialstrom entlang der Korngrenzen eine irreversible Verformung [34]. Ab einer Temperatur von $0,8$ bis $0,9 \cdot T_m(K)$ dominiert die Diffusion durch das Volumen nach der Nabarro-Herring-Theorie aufgrund der erhöhten Leerstellenmobilität [35]. Das Versetzungskriechen stellt den wichtigsten Verformungsmechanismus bei

anwendungsnahen Lasten und Beanspruchungen oberhalb von $0,4 \cdot T_m (K)$ dar. Im Vergleich zu den im Abschnitt 2.3 beschriebenen plastischen Verformungen können die Versetzungen aufgrund von Diffusionsprozessen ihre Gleitebenen leichter verlassen [36]. Der Bereich des Versetzungskriechens kann zusätzlich nach dem verantwortlichen Diffusionsmechanismus, der zum Klettern der Versetzung führt, unterteilt werden. Im Temperaturbereich von $0,4$ bis $0,8 \cdot T_m (K)$ findet die Diffusion maßgeblich entlang des Versetzungskerns und bei größeren Temperaturen im Volumen statt [21].

Ein in den Verformungs-Mechanismus-Karten (Abbildung 2.2.2, Abschnitt 2.2) nicht aufgeführter Mechanismus ist das sogenannte Korngrenzengleiten, das vor allem bei hohen Temperaturen eine wichtige Rolle spielen kann. Infolge entlang der Korngrenzen wirkender Schubspannungen gleiten dabei die Körner aneinander ab [2].

Die Charakterisierung des Kriechverhaltens erfolgt in der Regel anhand einachsiger Zeitstandversuche an zylindrischen Probenstäben bei konstanter Spannung und Temperatur gemäß DIN EN ISO 204 [37]. Die Proben werden bei der Belastung zunächst elastisch verformt. Übersteigt die Prüfspannung im Rahmen dieser erstmaligen Belastung die Warmstreckgrenze, treten zusätzliche irreversible Verformungen auf, die als plastische Anfangsdehnungen ε_i bezeichnet werden (vgl. Abschnitt 2.3). Beide Prozesse laufen unter technischen Gesichtspunkten zeitunabhängig bei der Versuchslaufzeit „ $t = 0$ “ ab. Die zeitabhängigen Verformungsprozesse der anelastischen Dehnung (vgl. Abschnitt 2.2), des Kriechens und der Kontraktion (vgl. Abschnitt 2.5) gewinnen erst mit zunehmender Versuchsdauer an Bedeutung [2].

Die gemessene Gesamtdehnung ε_t kann nach dem Prinzip der Superposition beteiligter Verformungsvorgänge aus

$$\varepsilon_t = \varepsilon_{el} + \varepsilon_i + \varepsilon_k + \varepsilon_f + \varepsilon_d \quad (2.4.1)$$

zusammengesetzt werden. Die Dehnungsmessung erfolgt entweder kontinuierlich oder mit der sogenannten „unterbrochenen Versuchstechnik“, bei der die Proben zu definierten Zeitpunkten entlastet, abgekühlt und mit Hilfe eines Messmikroskops vermessen werden. Letztgenannte Messmethode schließt somit nur die irreversiblen Verformungen ein und die Dehnung wird in dem Zusammenhang als permanente Dehnung ε_{per} bezeichnet:

$$\varepsilon_{per} = \varepsilon_i + \varepsilon_f + \varepsilon_d \quad (= \varepsilon_t - \varepsilon_{el} - \varepsilon_k) \quad (2.4.2)$$

Die im Zeitstandversuch auftretenden Dehnungen sind in Abbildung 2.4.1 (a) dargestellt, wobei der gezeigte Versuch bereits vor dem Bruch der Probe gestoppt und entlastet wurde [29].

Der idealisierte zeitliche Verlauf der gemessenen Kriechdehnung eines Zeitstandversuches lässt sich in drei Bereiche aufteilen (Abbildung 2.4.1 (b)). Im Primär-Kriechbereich (I) kommt es zur kontinuierlichen Abnahme der Kriechgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_f$. Die festigkeitssteigernden mikrostrukturellen Prozesse wie die Bildung, Aufstauung und gegenseitige Behinderung von Versetzungen überwiegen somit der Entfestigung durch Klettern, Quergleiten oder dem Schneiden von Versetzungshindernissen gemäß des Orowan-Mechanismus. Die regellos angeordneten Versetzungen bilden bei vielen metallischen Werkstoffen zunächst Kleinwinkelkorngrenzen aus [2, 21, 38].

Mit zunehmender Versetzungsdichte gewinnen die entfestigenden Prozesse an Bedeutung, bis sich ein Gleichgewicht aus Neubildung und Auslöschung bzw. Annihilation der Versetzungen einstellt. Die Kriechgeschwindigkeit ist in diesem Sekundär-Kriechbereich (II) konstant und wird als stationäre oder minimale Kriechgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_{f,min}$ bezeichnet.

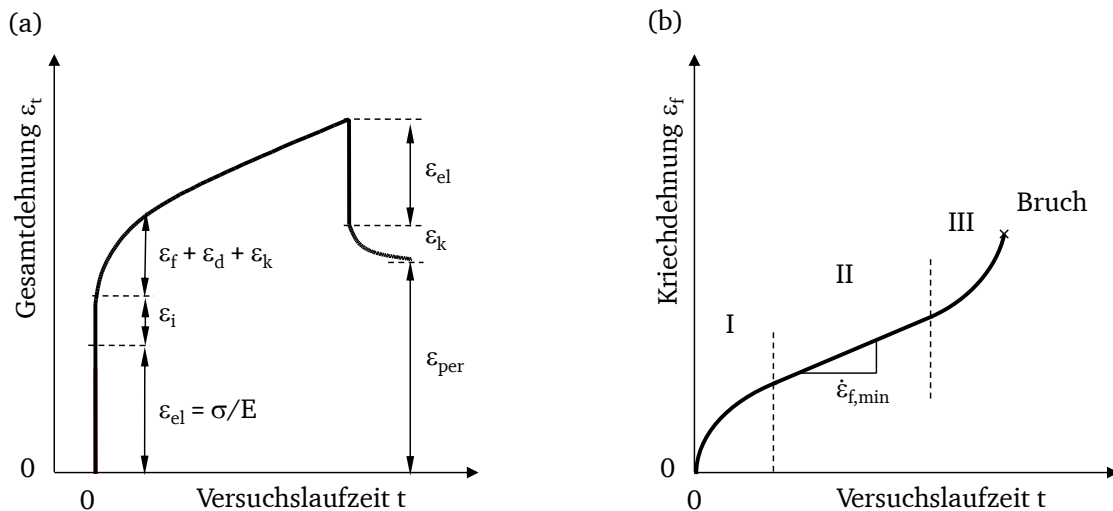


Abbildung 2.4.1: Dehnungen des Zeitstandversuches nach [29] (a) und idealer Verlauf der Kriechdehnung mit Kennzeichnung des Primären- (I), Sekundären- (II) und Tertiären-Kriechbereiches (III) (b)

Die Kleinwinkelkorngrenzen haben zu diesem Zeitpunkt eine stabile Subkornstruktur gebildet. In der schematischen Darstellung der Kriechkurve (Abbildung 2.4.1 (b)) ist ein deutlich ausgeprägter Sekundär-Kriechbereich dargestellt, der in dieser Form lediglich bei reinen Metallen oder einphasigen Legierungen zu beobachten ist. Die meisten technischen Legierungen weisen dagegen einen kontinuierlichen Übergang von Primär- in Tertiär-Bereich auf [2, 21, 38].

Die Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit kann in erster Näherung mit dem von Norton formulierten Potenzgesetz

$$\dot{\epsilon}_{f,min} = K \cdot \sigma^n \quad (2.4.3)$$

beschrieben werden [39]. Wie hinlänglich bekannt, beträgt der Spannungsexponent n von reinen und einphasigen Metallen im Bereich des Versetzungskriechens ungefähr fünf (Abbildung 2.4.2). Mehrphasige Legierungen können dagegen deutlich größere Spannungsexponenten aufweisen.

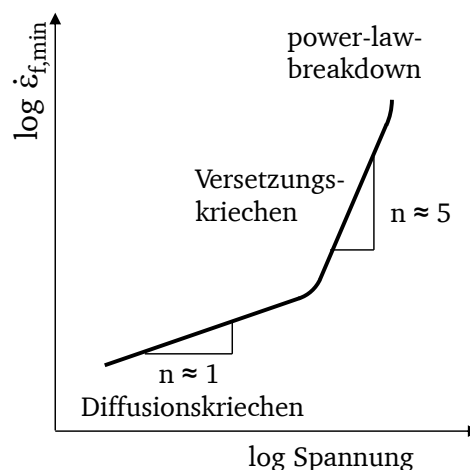


Abbildung 2.4.2: Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit nach [2]

Der Parameter K der Norton-Gleichung stellt eine temperatur- und werkstoffabhängige Konstante dar. Das Potenzgesetz verliert bei sehr hohen Spannungen seine Gültigkeit, sodass man in dem Zusammenhang vom *power-law-breakdown* spricht [2]. Der Spannungsexponent im Bereich des Diffusionskriechens bei niedrigen Spannungen beträgt in erster Näherung eins [2, 38].

Die Kriechgeschwindigkeit steigt im Tertiär-Kriechbereich (III) aufgrund von Kriechschädigungen signifikant an. Niedrige Spannungen führen zu einer Initiierung von Mikrorissen an den Tripelpunkten der Korngrenzen und der Bildung von Kriechporen. Zusätzlich kommt es mit zunehmender Verformung zu Einschnürungen. Der damit verbundene Verlust an Querschnittsfläche lässt die Spannung ansteigen, was eine weitere Beschleunigung des Kriechvorgangs zur Folge hat. Der Bruch erfolgt schließlich in der Regel interkristallin. Lediglich bei höheren Spannungen kann transkristallines Versagen auftreten, wobei die Schädigungsmechanismen in diesem Fall denen des duktilen Wabenbruchs entsprechen [2, 21, 38].

2.4.2 Beschreibung der Kriechverformung

Die Auslegung und Bewertung von Komponenten unter Zeitstandsbeanspruchung erfolgte in der Vergangenheit häufig anhand der Ableitung vereinfachter Beanspruchungsbedingungen aus den realen Betriebslasten und dem Abgleich mit zeitabhängigen Werkstoffkennwerten wie der Zeitstandfestigkeit oder den Zeitdehngrenzen [40]. Diese Vorgehensweise ermöglichte zwar schnelle und einfach handhabbare Beurteilungen des Verformungszustandes und der Restlebensdauer der Bauteile, jedoch nur begrenzte Aussagen über lokale Verformungen komplexer Bauteilgeometrien, die häufig Ausgangspunkte von Schadensfällen wie der Kriechrissbildung darstellen. Kompensiert wurden diese bekannten Unsicherheiten durch entsprechende Sicherheitsfaktoren, sodass die Auslegung in der Regel zu konservativ erfolgte [41]. In den vergangenen zwei Jahrzehnten hat die Finite-Elemente-Methode (FEM) und damit die Nutzung numerischer Methoden aufgrund der Entwicklung leistungsstarker Rechensysteme deutlich an Bedeutung gewonnen. Infolgedessen wurde die Bewertung komplexer Bauteilgeometrien und anwendungsnaher Beanspruchungsszenarien über kommerziell erhältliche Finite-Elemente-Programme wie Abaqus® oder Ansys® ermöglicht und so die Werkstoffausnutzung und die Identifikation kritischer Bauteilbereiche verbessert. Die Zuverlässigkeit und Präzision der numerischen Berechnung ist jedoch von der Genauigkeit, der dem Finite-Element-Programm hinterlegten mathematischen Abbildung der auftretenden Dehnungen, abhängig. Zur Beschreibung des Kriechverhaltens liegen diverse Werkstoffmodelle und mathematische Formulierungen mit unterschiedlicher Leistungsfähigkeit, Komplexität und für verschiedenste Anwendungsbereiche vor. Grundlegend kann in phänomenologische und konstitutive Modelle unterschieden werden.

Die heutzutage vielfältig in der Forschung eingesetzten konstitutiven Modelle vom Typ Chaboche beinhalten eine tensorielle Beschreibung des elastischen und plastischen Verformungsverhaltens sowie Parameter zur parallelen Abbildung der Schädigungsentwicklung [42]. Die Grundlagen der Schädigungsmechanik (*continuum damage mechanics*, CDM) wurden von Kachanov und Rabotnov bereits in den 1960er Jahren gelegt [43]. Infolgedessen wurden diverse Werkstoffmodelle ausgehend von unterschiedlichen mikrostrukturellen Schädigungsmechanismen entwickelt. In [44–47] basiert die Schädigungsevolution auf der Bildung und dem Wachstum von Kriechporen. Andere Autoren berücksichtigen die Vergrößerung von Ausscheidungen wie der γ' -Phase in Nickelbasislegierungen [48, 49]. Die Bildung und das Wachstum von Subkörnern aufgrund von Kletterprozessen von Stufenversetzungen werden in [50–52] betrachtet. Eine umfassende Zusammenfassung der unterschiedlichen Schädigungsmechanismen und deren Umsetzung in Schädigungsparameter ist in [53] gegeben. Die konstitutiven Materialmodelle stellen somit

zwar ein mächtiges Werkzeug zur Bewertung auch mehrdimensionaler Problemstellungen dar, der hohe Aufwand bei der Parameteridentifikation, die Komplexität und die zum Teil noch vorhandenen Unsicherheiten der Modelle sind jedoch Hauptursachen, weshalb diese Modelle bisher nur im begrenzten Maße Eingang in die industrielle Anwendung gefunden haben.

Im Gegensatz zu den konstitutiven Modellen beruhen die phänomenologischen Werkstoffmodelle auf einer analytischen Beschreibung des gemessenen Dehnungsverlaufes. Hierbei beziehen einige der oben aufgeführten konstitutiven Materialmodelle phänomenologische Ansätze mit ein und phänomenologische Kriechmodelle können wiederum Schädigungsparameter zur Abbildung des Tertiären-Kriechbereiches beinhalten [54]. Die Komplexität der phänomenologischen Kriechgleichungen kann je nach Anwendung und Zielstellung variieren. So liegen Modelle mit wenigen Parametern vor, die nur ausgewählte Bereiche der Kriechkurve abbilden und Modelle, die eine umfassende Bewertung des gesamten Kriechverhaltens in Abhängigkeit der Spannung, Temperatur und Zeit wiedergeben [55].

Die phänomenologischen Modelle beruhen häufig auf Produktansätzen der Kriechdehnung mit den Einflussgrößen Spannung, Zeit und Temperatur [56]:

$$\varepsilon_f = f(\sigma, t, T) = f_1(\sigma) \cdot f_2(t) \cdot f_3(T) \quad . \quad (2.4.4)$$

Eine der ersten analytischen Beschreibungen des Kriechverhaltens geht auf Untersuchungen der Spannungsabhängigkeit des Sekundären-Kriechbereiches zurück [39]. Die von Norton aufgestellte Spannungsfunktion (Gleichung 2.4.3) zur Abbildung der minimalen Kriechgeschwindigkeit stellt die bis heute am häufigsten eingesetzte Beziehung zur Abschätzung von Kriechverformungen aufgrund ihres einfachen Aufbaus und der leichten Anwendbarkeit dar. Deren Vorhersagegenauigkeit ist jedoch aufgrund der Potenzfunktion zur Beschreibung der Spannungsabhängigkeit auf begrenzte Spannungsbereiche limitiert. Die sich ändernde Steigung der Kriechgeschwindigkeit vom Diffusionskriechens über das Versetzungskriechen bis hin zum *power-law-breakdown* kann mit einem Spannungsexponenten n nicht erfasst werden. Eine verbesserte Beschreibung über einen größeren Spannungsbereich wurde mit Exponential- und Sinus-hyperbolicus-Funktionen ermöglicht. Hier seien beispielhaft die Ansätze nach

$$\text{McVetty [57]:} \quad f_1(\sigma) = A_{MV} \cdot \sinh(\sigma/\sigma_0) \quad , \quad (2.4.5)$$

$$\text{Dorn [58]:} \quad f_1(\sigma) = A_D \cdot e^{\sigma/\sigma_0} \quad \text{oder} \quad (2.4.6)$$

$$\text{Garofalo [36]:} \quad f_1(\sigma) = A_G \cdot [\sinh(\sigma/\sigma_0)]^{m_G} \quad (2.4.7)$$

genannt. Die Kombination der Spannungsfunktion mit einer Zeitfunktion $f_2(t)$ erlaubt die Abbildung mehrerer Kriechbereiche. Am bekanntesten und am häufigsten eingesetzt werden die Zeitfunktionen nach

$$\text{Bailey [59]:} \quad f_2(t) = F_B \cdot t^m \quad , \quad (2.4.8)$$

$$\text{Graham-Walles [60]:} \quad f_2(t) = \sum_{i=1}^j a_{i,GW} \cdot t^{n_{i,GW}} \quad \text{und} \quad (2.4.9)$$

$$\text{Garofalo [36]: } f_2(t) = \theta_1 (1 - e^{-\theta_2 \cdot t}) + \dot{\varepsilon}_{f,\min} \cdot t \quad . \quad (2.4.10)$$

Die Zusammenführung der Spannungsfunktion nach Norton und der Zeitfunktion nach Bailey ergibt die für den Primären- und Sekundären-Kriechbereich gültige Kriechbeschreibung

$$\varepsilon_f = K \cdot \sigma^n \cdot t^m \quad (2.4.11)$$

mit einer Konstanten K , dem Spannungsexponenten n und dem Zeitexponenten m [3]. Aufgrund der geringen Parameteranzahl wird diese Gleichung heutzutage in der Industrie vielfältig eingesetzt. Temperaturabhängiges Verhalten kann jedoch lediglich durch die Anpassung der Parameter an einer ausreichenden Anzahl an Temperaturstützstellen und deren Interpolation erfolgen, sodass die Modellierung von transienten Beanspruchungen letztlich große Unsicherheiten birgt.

Der Einfluss der Temperatur auf das Kriechverhalten beruht bei mikrostruktureller Betrachtung maßgeblich auf der Geschwindigkeitsänderung der thermisch aktivierten Platzwechselforgänge im Atomgitter. Die Temperaturabhängigkeit kann demnach mit Gleichungen vom Arrhenius-Typ

$$f_3(T) = K_A \cdot e^{-\Delta H / (R_G \cdot T)} \quad (2.4.12)$$

mit der Aktivierungsenergie ΔH des dominierenden Kriechmechanismus und der universellen Gaskonstante R_G beschrieben werden. Unter der Annahme, dass Diffusionsprozesse die geschwindigkeitsbestimmenden Mikrostrukturprozesse darstellen, entspricht bei Reinetallen die Aktivierungsenergie die der Selbstdiffusion [61]. Die Aktivierungsenergie mehrphasiger, technischer Legierungen kann sich jedoch von den theoretischen Werten der Diffusion einzelner chemischer Elemente unterscheiden, sodass bei der Anpassung phänomenologischer Kriechmodelle häufig eine allgemeine Aktivierungsenergie des Kriechens als Teilfunktion herangezogen wird [36]:

$$f_3(T) = e^{B-Q/T} \quad . \quad (2.4.13)$$

Die vorgestellten Funktionen zur Abbildung der Spannung-, Zeit- und Temperaturabhängigkeit erlauben bei entsprechender Kombination eine umfassende Beschreibung der Kriechverformung in einem weiten Temperatur- und Spannungsbereich, wobei sich eine additive Zerlegung der Kriechdehnung in einen Primär-, Sekundär- und Tertiär-Kriechanteil als besonders zielführend herausgestellt hat (vgl. Abbildung 2.4.3). Basierend auf dem Theta-Projektionsverfahren [62, 63] und den Ausführungen von Garofalo [36] wurde am IfW Darmstadt eine modifizierte Garofalo-Kriechgleichung entwickelt, deren akademische und industrielle Anwendbarkeit für eine Vielzahl von Stahl- und Nickelbasislegierungen verifiziert werden konnte [5, 20, 26, 29, 31, 33, 55, 64–67]. Die Kriechdehnung errechnet sich dabei aus

$$\varepsilon_f = \varepsilon_{f,1} + \varepsilon_{f,2} + \varepsilon_{f,3} = \varepsilon_{f,1\max} \cdot H(t) + \dot{\varepsilon}_{f,\min} \cdot t + K_3(T) \cdot (t/t_{23})^f \quad (2.4.14)$$

mit der zeitabhängigen Wichtungsfunktion der Primärkriechdehnung

$$H(t) = [1 - e^{-D(t/t_{12})^u}] \quad (2.4.15)$$

und den Konstanten D , u und f . Die Definition der maximalen Primärkriechdehnung $\varepsilon_{f,1\max}$ und der minimalen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_{f,\min}$ ist der Abbildung 2.4.3 zu entnehmen.

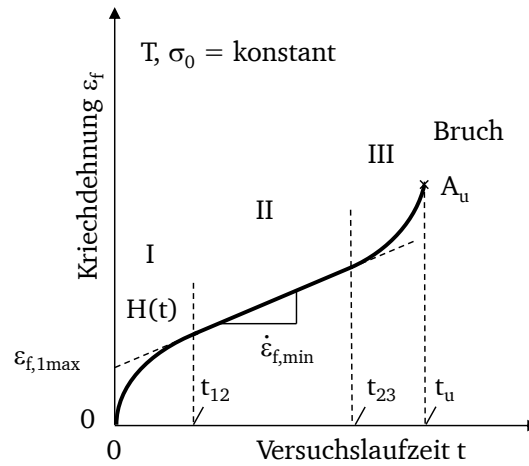


Abbildung 2.4.3: Definition der maximalen Primärkriechdehnung und der Übergangszeiten der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung nach [29]

Deren Spannungsabhängigkeit kann mit einem kombinierten Potenz- und Exponentialansatz

$$\varepsilon_{f,1\max} = K_1(T) \cdot \sigma_0^{n_1} \cdot e^{a_1(T) \cdot \sigma_0^{b_1}} \quad \text{bzw.} \quad \dot{\varepsilon}_{f,\min} = K_2(T) \cdot \sigma_0^{n_2} \cdot e^{a_2(T) \cdot \sigma_0^{b_2}} \quad (2.4.16)$$

erzielt werden, wobei n_i und b_i die Spannungsexponenten des Primären- bzw. Sekundären-Kriechbereiches darstellen. Die stetige Modellierung der Temperaturabhängigkeit wird mit Hilfe der Funktionen vom Arrhenius-Typ der Parameter

$$K_i(T) = K_{i0} \cdot e^{-Q_{Ki}/T} \quad (2.4.17)$$

mit den Konstanten K_{i0} und Q_{Ki} sowie über die lineare Abhängigkeit von $a_i(T)$ mit

$$a_i(T) = a_{i0} + a_{i1} \cdot T \quad (2.4.18)$$

erreicht. Die Parameter a_{i0} und a_{i1} sind ebenfalls werkstoffabhängige Konstanten. Die Übergangszeiten vom Primär- zu Sekundär-Bereich t_{12} sowie vom Sekundär- zu Tertiär-Kriechbereich t_{23} (vgl. Abbildung 2.4.3) lassen sich in Abhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit und der Parameter C_{12} , α_{12} , C_{23} und α_{23} wie folgt beschreiben:

$$t_{12} = \left(\frac{C_{12}}{\dot{\varepsilon}_{f,\min}} \right)^{\alpha_{12}} \quad \text{bzw.} \quad t_{23} = \left(\frac{C_{23}}{\dot{\varepsilon}_{f,\min}} \right)^{\alpha_{23}} \quad (2.4.19)$$

Die vorgestellten Ansätze der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung sind in dem, am IfW Darmstadt entwickelten, interaktiven Programm INCA [55, 68] zur Anpassung von Kriechgleichungen hinterlegt. Verglichen mit den bis dahin eingesetzten grafischen Methoden [26, 31, 33] ermöglicht das Programm eine schnelle und verhältnismäßig einfache Bestimmung der Gleichungsparameter. Zur möglichst genauen Abbildung der Temperaturabhängigkeit einzelner Parameter kann jedoch für bestimmte Werkstoffe eine Abwandlung und Erweiterung der gezeigten Modellierungsansätze notwendig sein [26, 33].

Die numerische Implementierung der phänomenologischen Werkstoffmodelle in FE-Programmen kann über die Definition eines benutzerdefinierten Unterprogramms (*user defined subroutine*) erfolgen. An

das FE-Programm muss dabei das Kriechdehnungsinkrement also die Kriechgeschwindigkeit übergeben werden, sodass explizit formulierte Kriechgesetze mit

$$\varepsilon_f = f(\sigma, t, T) \quad (2.4.20)$$

zusätzliche Rechenschritte für die Berechnung der Kriechgeschwindigkeit benötigen, was die Rechenzeit erhöht. Des Weiteren ist für die Umsetzung der Dehnungsverfestigung (vgl. Abschnitt 2.6.2) ein internes numerisches Näherungsverfahren innerhalb der Subroutine notwendig, welches im Bereich sehr kleiner Spannungen und niedriger Temperaturen gegebenenfalls zu Konvergenzproblemen führen kann. Implizit formulierte Kriechmodelle, bei denen die Kriechgeschwindigkeit direkt in Abhängigkeit der Kriechdehnung abgebildet wird, wie

$$\dot{\varepsilon}_f = f(\sigma, \varepsilon_f, T) \quad (2.4.21)$$

sollten entsprechend kürzere Rechenzeiten aufweisen. Zudem wird die Dehnungsverfestigung bereits durch die Kriechgleichung vorgegeben, was die Robustheit verbessert [69].

2.4.3 Transientes Kriechen

Der Einfluss von wechselnden, transienten Temperaturen auf das Kriechverhalten von Nickelbasiswerkstoffen wurde erstmals 1967 am Nimonic 80A untersucht [70]. Temperaturzyklen zwischen 350 und 870 °C ohne Haltezeit und mit sehr schnellen Aufheiz- sowie Abkühlgeschwindigkeiten sollten die wenigen bis dahin bekannten und teils widersprüchlichen Erkenntnisse zum transienten Kriechverhalten vervollständigen. Im Gegensatz zu Versuchen an reinem Nickel führten die Temperaturwechselversuche am Nimonic 80A zu einer deutlichen Beschleunigung der Kriechgeschwindigkeit. Als mögliche Ursachen wurden zusätzliche innere Spannungen aufgrund der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von γ -Matrix und γ' -Mischkristall identifiziert [70].

Kriechversuche mit Temperaturwechseln zwischen 650 und 900 °C bzw. 600 und 850 °C an einer IN-100 Gusslegierung und am Nimonic 105 zeigten ebenfalls tendenziell beschleunigtes Kriechen im Vergleich zu Versuchen mit konstanten Beanspruchungsbedingungen [71]. Die Maximaltemperatur wurde bei den zyklischen Versuchen stets für 10 Minuten gehalten. Zusätzlich stellten die Autoren in [71] eine deutliche Spannungsabhängigkeit des Temperatureinflusses fest. Demnach verringert sich der Unterschied zwischen isothermen und transienten Kriechversuchen am Nimonic 105 bei steigender Spannung. Dagegen wurde am IN-100 die umgekehrte Tendenz festgestellt. Basierend auf diesen Erkenntnissen konnten innere Thermospannungen aufgrund unterschiedlicher thermischer Ausdehnungskoeffizienten von γ und γ' als alleinige Ursache ausgeschlossen werden. Die Verschiebung des Gleichgewichts zwischen Ver- und Entfestigung sowie Gefügeveränderungen durch sich temperaturabhängig verändernde Löslichkeiten und Phasenverteilungen wurden vielmehr als mögliche Erklärungen herangezogen [71].

In [72] ist eine Übersicht über die Auswirkungen von Temperaturzyklen auf das Kriechverhalten von diversen Werkstoffen veröffentlicht. Die Aussagen variieren dabei deutlich und reichen von der Feststellung einer signifikanten Beschleunigung der Kriechgeschwindigkeit bis hin zu keiner Beeinflussung des Kriechverhaltens durch Temperaturwechsel. Der Autor führte daraufhin Untersuchungen am GS 17CrMoV5-11 mit Thermozyklen zwischen 450 und 575 °C durch und konnte eine Beschleunigung der Kriechgeschwindigkeit vor allem bei niedrigen Spannungen feststellen [72].

Als weitere mögliche Ursache für den Einfluss zyklischer Temperaturbelastungen auf das Kriechverhalten wurden beschleunigte Gefügeveränderungen wie zum Beispiel die Vergrößerung von Ausscheidungen

aufgrund der zusätzlichen inneren thermischen Spannungen angesehen. Diese Vermutung beruht auf Kriechversuchen an einem austenitischen warmfesten Stahl unter Temperatur-Rechteckzyklen mit einer minimalen Temperatur von 650 °C und einer Maximaltemperatur von 700 °C [73].

Das Oxidationsverhalten kann bei sehr hohen Temperaturen eine zusätzliche Erhöhung der Kriechgeschwindigkeiten bewirken. Die Oxidschicht an der Oberfläche weist einen vom Grundwerkstoff signifikant verschiedenen thermischen Ausdehnungskoeffizienten auf, sodass durch Temperaturwechsel hohe Spannungen entstehen, die letztlich zu einem Aufreißen der Schicht führen [74].

Umfangreiche Untersuchungen zu den Auswirkungen veränderlicher Beanspruchungen auf das Kriech- und Zeitdehnverhalten wurden in den vergangenen Jahrzehnten an Stählen für Kraftwerksanwendungen durchgeführt [75–78]. Das Ziel war dabei weniger die Identifizierung mikrostruktureller Ursachen als vielmehr die Einführung und Weiterentwicklung von Bewertungskonzepten zur Vorhersage von Lebensdauern unter zyklischer Zeitstandbeanspruchung. Als wesentliche Einflussfaktoren wurden sowohl für veränderliche Spannungen als auch Temperaturen die Sprunghöhe von minimaler zu maximaler Beanspruchung und die Haltedauer bei Maximalbeanspruchung identifiziert. Aus Sicht der Autoren findet demnach grundsätzlich eine unterschiedlich ausgeprägte Lebensdauerverringerung durch zyklische Belastungen statt. Sie entwickelten auf Basis der Lebensdaueranteilregel von Robinson [79] ein Faktorenkonzept zur Vorhersage der Lebensdauer unter wechselnden Betriebsbeanspruchungen [75, 76].

Einen möglichen Erklärungsansatz für die Lebensdauerverkürzung aufgrund zyklischer Temperaturwechsel liefert El-Magd mit dem Konzept einer effektiven Spannung σ_{eff} als Triebkraft der Kriechverformung. Sie ergibt sich aus der Differenz von äußerer Spannung σ und innerer Rückspannung σ_i :

$$\dot{\epsilon}_f = f(\sigma_{\text{eff}}) = f(\sigma - \sigma_i) \quad . \quad (2.4.22)$$

Die innere Rückspannung σ_i ist ein Maß für den Verformungswiderstand und die Verfestigung des Werkstoffs. Sie ist proportional zur Versetzungsdichte und abhängig von der Temperatur. Die Änderung von $\sigma_i(T_1)$ zu $\sigma_i(T_2)$ infolge einer Temperaturerhöhung führt nach [80] zu einem allmählichen Ansteigen der effektiven Spannung, wie die schraffierte Fläche in Abbildung 2.4.4 (a) zeigt. Infolge einer Temperaturverringerung erreicht die innere Spannung ebenfalls erst nach einer gewissen Zeit den stationären Wert (Abbildung 2.4.4 (b)), was die effektive Spannung und damit die Kriechgeschwindigkeit zeitweilig erhöht. Je nach Temperatursprung und Haltezeit können zyklische Temperaturwechsel somit eine Lebensdauerverkürzung bewirken [80, 81].

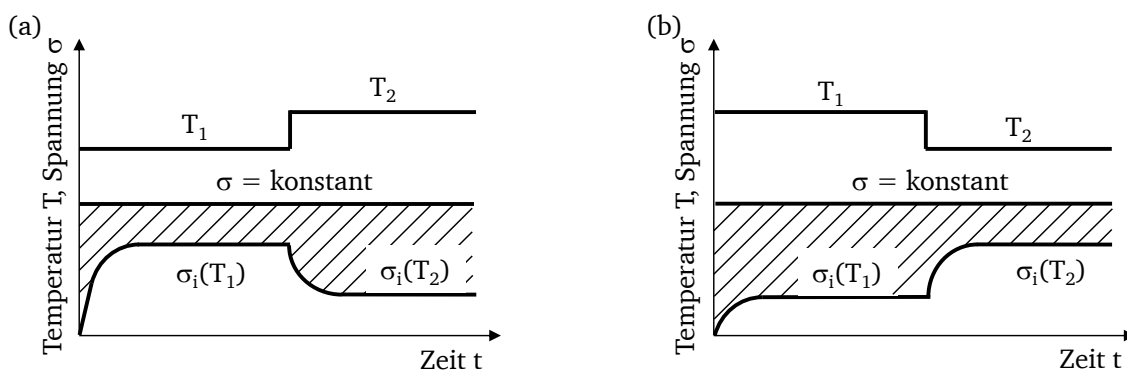


Abbildung 2.4.4: Temperaturabhängige Änderung der inneren Spannung nach [80]

Das Kriechen stellt den wohl dominantesten Verformungsmechanismus unter anwendungsnahen Beanspruchungen bei hohen Temperaturen dar. Die Beschreibung der Kriechdehnung kann über eine Vielzahl unterschiedlich komplexer, phänomenologischer und konstitutiver Werkstoffmodelle erfolgen. Die Gruppe der phänomenologischen Modelle bilden derzeit jedoch den besten Kompromiss aus Genauigkeit und Wirtschaftlichkeit bei der Anwendung und Parameterbestimmung. Die modifizierte Garofalo-Kriechgleichung stellt ein leistungsfähiges Modell mit konsistenter Abbildung der Temperaturabhängigkeit dar. Zur Verbesserung der Robustheit sollte jedoch eine implizite Formulierung der Kriechgleichung angestrebt werden. Des Weiteren sind die Auswirkungen transientser Temperaturbedingungen auf die Kriechverformung bisher nur unzureichend untersucht und werden zum Teil widersprüchlich diskutiert.

2.5 Volumenkontraktion

Neben den bisher vorgestellten und in der Regel auf mechanischen Ursachen beruhenden elastisch-plastischen Verformungen und Kriechverformungen können Änderungen im Gefüge ebenfalls zu signifikanten Dehnungen führen. So tritt bei Nickelbasis- und austenitischen Stahlwerkstoffen in definierten Temperaturbereichen eine zeitabhängige Volumenkontraktion auf. Das Phänomen der Volumenkontraktion wurde erstmals 1926 bei isothermen Auslagerungsversuchen von Eisenlegierungen mit hohen Gehalten an Wolfram und Molybdän dokumentiert [82]. In den folgenden Jahren wurden vergleichbare Längenänderungen an Aluminium- und Kupferlegierungen beobachtet [83, 84]. Fountain und Korchynsky führten 1959 [85], basierend auf der Erkenntnis, dass die gemessenen Dehnungen eines Zeitstandversuches negative Werte annehmen können, den Begriff des negativen Kriechens ein. Dieser in Abbildung 2.5.1 (a) dargestellte Effekt tritt auf, wenn der Betrag der Volumenkontraktion die Kriechverformung übersteigt. Die Überlagerung der beiden gegenläufigen Verformungsprozesse ist bei hohen Spannungen häufig nur begrenzt erkennbar (Abbildung 2.5.1 (b)).

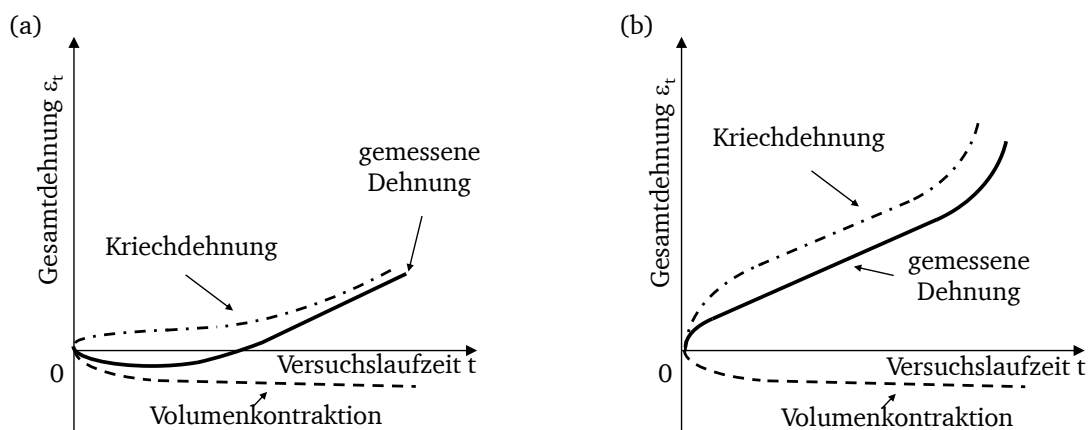


Abbildung 2.5.1: Überlagerung von Kriechdehnung und Volumenkontraktion im Zeitstandversuch bei niedriger (a) und hoher (b) Spannung und konstanter Temperatur nach [85]

Die ersten umfangreichen Untersuchungen zu den mikrostrukturellen Ursachen der Volumenkontraktion von Nickelbasiswerkstoffen wurden an Ni-20 % Cr-Legierungen sowie am Nimonic 80A in den 70er und 80er Jahren durchgeführt [7, 86, 87]. In der Folgezeit konnte für viele technisch relevante Nickelbasis-

legierungen die phänomenologische Ausprägung der Volumenkontraktion anhand lastfreier isothermer Auslagerungsversuche mit diskontinuierlicher Längenmessung bestimmt werden [3–5, 32, 88, 89]. Beispielsweise ist in der Abbildung 2.5.2 die temperaturabhängige Ausprägung der Volumenkontraktion nach einer isothermen Auslagerungsdauer von 15.000 h für die Werkstoffe Nimonic 80A, Nimonic 101 sowie IN-100 dargestellt.

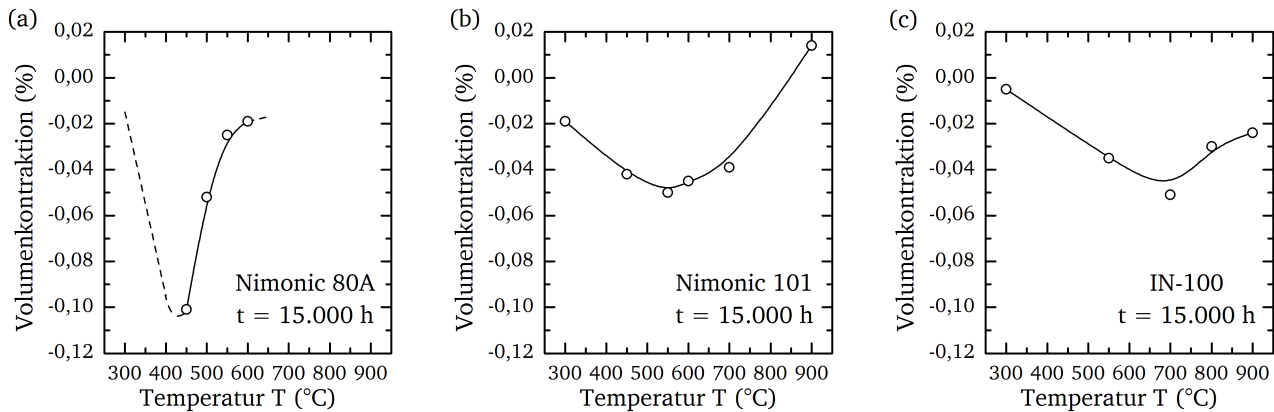


Abbildung 2.5.2: Temperaturabhängige Ausprägung der Volumenkontraktion nach 15.000 h isothermer Auslagerung beim Nimonic 80A (a), Nimonic 101 (b) und IN-100 (c) nach [3, 5]

Es zeigt sich, dass die mikrostrukturellen Ursachen der Volumenkontraktion in einem mittleren Temperaturbereich von 400 bis 700 °C je nach Legierung thermodynamisch stabil sind [3, 5]. Die Einbindung in phänomenologische Werkstoffmodelle zur vollständigen Beschreibung des Verformungsverhaltens erfolgte in einigen darauffolgenden Arbeiten [3–5, 32, 88, 89] anhand analytischer, phänomenologischer Gleichungen. Die zeit- und temperaturabhängige Evolution der Volumenkontraktion basiert hierbei auf der Johnson-Mehl-Avrami Reaktionskinetik [90, 91]. Der Einfluss überlagerter Spannung wird in der Literatur widersprüchlich diskutiert [3, 28, 92]. Glühversuche am Nimonic 80A mit überlagerter Torsionsspannung ließen jedoch den Schluss zu, dass die Auswirkungen einer zusätzlichen mechanischen Last auf die Volumenkontraktion im Rahmen der Messunsicherheit vernachlässigbar sind [3].

2.5.1 Mikrostrukturelle Ursachen der Volumenkontraktion

Als mikrostrukturelle Ursachen der Volumenkontraktion von Eisen- und Nickelbasislegierungen wurden zunächst Wolfram- und Molybdän-Ausscheidungen angesehen [82, 85, 93]. Die im Vergleich zur Matrix höhere Dichte ermöglichte den rechnerischen Nachweis der Kontraktion. Später konnte auch an molybdänfreien Nickellegierungen negatives Kriechen nachgewiesen werden, sodass die Molybdän-Ausscheidungen nicht die alleinige Ursache darstellen können [7].

Viele Nickelbasislegierungen neigen aufgrund des hohen Chrom-Gehaltes zur Ausbildung einer orthorhombischen Ni_2Cr -Überstruktur. Der Stabilitätsbereich erstreckt sich gemäß des binären Ni-Cr-Phasendiagramms bis 590 °C [94]. Die Überstruktur bildet sich bei isothermer Auslagerung zunächst in kleinen Domänen aus, sodass ein teilgeordneter Zustand mit dispers verteilten, nahgeordneten Ausscheidungen (*short range order*, SRO) in der γ -Mischkristallmatrix entsteht. Die Größe dieser kohärenten Ausscheidungen variiert von 2 bis 5 nm. Koheränzspannungskontraste einer vergleichbaren Ordnungsstruktur von Cu-Au-Legierungen liefern einen indirekten Nachweis der nahgeordneten Bereiche [95, 96]. Die fortwährende Auslagerung führt zum weiteren Anwachsen der Domänen, bis zur vollständigen Aus-

bildung eines ferngeordneten Gefügezustand mit Ni_2Cr -Überstruktur (*long range order*, LRO) (Abbildung 2.5.3 (a)). Der Ordnungszustand der Legierungen korreliert mit dem Gitterparameter und stellt so eine weitere mögliche Ursache der Volumenkontraktion dar. Geordnete Gefügebereiche weisen einen niedrigeren Gitterparameter auf als die ungeordnete γ -Mischkristallmatrix [87, 97–99]. Die Bildungskinetik der Ordnungsstrukturen hängt maßgeblich von dem Nickel-Chrom-Verhältnis ab. So lässt sich die Bildung der Überstruktur in stöchiometrischen Ni_2Cr -Legierungen annähernd mit einer Johnson-Mehl-Avrami-Funktion erfassen [100]. Das Wachstum der geordneten SRO Domänen erfolgt bei nicht stöchiometrischen Ni_3Cr -Legierungen (z.B. Nimonic 80A) dagegen sehr langsam, sodass sich die Überstruktur erst bei Auslagerungszeiten von über 20.000 h bildet (Abbildung 2.5.3 (b)) [101]. Auch bei Legierungen mit weniger als 10 % Chromgehalt wurde signifikante Volumenkontraktion infolge einer dispersen Nahordnung festgestellt. Die Kinetik der Ordnungsvorgänge wird außerdem durch den Fe-, Ti- und Al-Gehalt beeinflusst. Höhere Gehalte der genannten Legierungselemente verzögern die Ausbildung von SRO und LRO und verringern deren quantitative Ausprägung [100, 102].

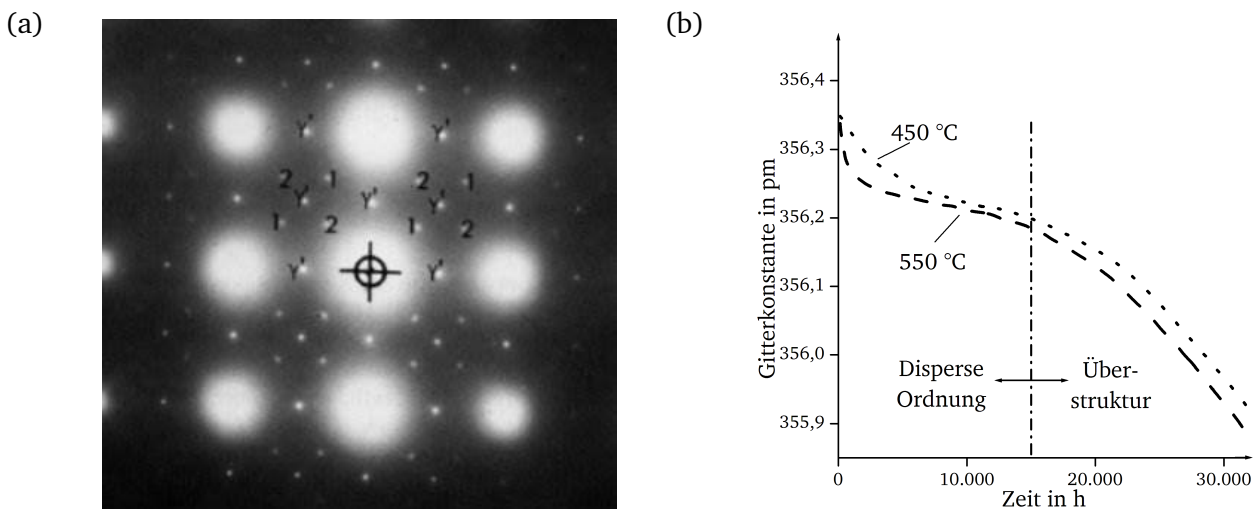


Abbildung 2.5.3: Ni_2Cr -Überstruktureflex der Elektronenbeugung einer Nimonic 80A Legierung nach 30.000 h Auslagerung bei 450 °C (a) und zeitabhängiger Verlauf des Gitterparameters einer Nimonic 80A Legierung (b) nach [101]

Negatives Kriechen wurde auch oberhalb von 590 °C und damit außerhalb des thermodynamischen Stabilitätsbereiches der Ni_2Cr -Überstruktur beobachtet. Daraufhin untersuchten einige Autoren die Auswirkung des sich während der thermischen Auslagerung ändernden Volumenverhältnisses von γ -Matrix und γ' -Ausscheidungen. Die Vergrößerung der γ' -Ausscheidungen während isothermer Auslagerung führte beim IN-738-LC zu keiner signifikanten Änderung des Volumenverhältnisses [103]. Daraufhin wurde eine direkte Beeinflussung ausgeschlossen. Zu ähnlichen Ergebnissen kamen Metcalfe, Nath und Galbraith [92] bei Untersuchungen an den Legierungen Nimonic 80A und Brightray S. Aufgrund des niedrigen Gehalts an Aluminium und Titan bildet Brightray S keine γ' -Phase aus, zeigt jedoch bei isothermer Auslagerung zwischen 300 und 500 °C vergleichbare Volumenkontraktion. Damit schlussfolgerten die Autoren, dass die γ - γ' -Struktur beim Nimonic 80A keinen bzw. nur einen sehr begrenzten Einfluss auf das negative Kriechen besitzt [92].

Im Gegensatz dazu beobachtet Kinzel [28] an Waspaloy und an Inconel-718 eine Abnahme des γ' -Phasenanteils durch die Vergrößerung der γ' -Ausscheidungen und den damit verbundenen größer werdenden Abstand zwischen den Teilchen. Aufgrund des größeren Gitterparameters der γ' -Phase verringert sich demzufolge das Gesamtvolumen der Proben. Gekoppelt mit der Auflösung der γ' -Phase wird

der Aluminium- und Titan-Gehalt in der γ -Matrix erhöht. Die Überlagerung beider Effekte führte bei den untersuchten Werkstoffen zu einer globalen Verringerung des Gitterparameters. In [104] wird die Gefügekontraktion ebenfalls auf indirekte Auswirkungen der γ - γ' -Struktur zurückgeführt. Die mittels Atomsondenmessungen festgestellte Änderung des Cr- und Al-Gehaltes der beiden Phasen und die damit einhergehende Änderung des Gitterparameters bewirkt demnach die Volumenkontraktion [104].

Die bei der thermischen Alterung vorkommenden Karbid-Umwandlungen wurden ebenfalls zur Erklärung der Gefügekontraktion bei Temperaturen oberhalb von 600 °C herangezogen und widersprüchlich diskutiert. In [105] wird die Volumenkontraktion einer Alloy-617 Legierung auf die Bildung von M_6C - und $M_{23}C_6$ -Karbiden zurückgeführt. Besonders die Molybdän-Karbide Mo_6C weisen ein kleineres Volumen als die γ -Matrix auf und führen so auch in einem Temperaturbereich von 600 bis 800 °C zur Kontraktion.

Im Gegensatz dazu wurde der Einfluss von Karbiden auf die Volumenkontraktion der Nickelbasislegierung Kh20N80 von Dudova et al. [106] ausgeschlossen. Der gesamte Kohlenstoff ist bei dieser Legierung bereits vor der Auslagerung in $M_{23}C_6$ -Karbiden gebunden und steht somit für weitere Karbidreaktionen nicht zur Verfügung. Die Volumenkontraktion beruht somit nur auf den Ordnungsvorgängen der γ -Matrix [106]. In [103] wird dagegen eine signifikante Änderung der Karbidstruktur während der thermischen Auslagerung einer IN-738 LC Legierung festgestellt. Aufgrund des sehr niedrigen Mo-Gehaltes konnten keine M_6C -Karbide nachgewiesen werden. Während der Auslagerung lösen sich die MC-Karbide auf, unter der Bildung von $M_{23}C_6$ Ausscheidungen [2, 103]:



Die Änderung des Karbidvolumenanteils kann die Kontraktion allerdings nur zum Teil erklären [103]. Die Bildung der $M_{23}C_6$ -Karbide führt jedoch darüber hinaus zu einer Mischkristallmatrix γ^* mit veränderter chemischer Zusammensetzung. Der Matrix werden Cr, Mo und W entzogen und im Gegenzug werden Ti, Ta und Nb freigesetzt. Mit der Änderung der chemischen Zusammensetzung ist wieder eine Änderung des Gitterparameters und damit des Volumens verbunden. Unterstützt wird die Kontraktion durch die Ausbildung einer topologisch dichtest gepackten σ -Phase, welche sich bei langen Auslagerungszeiten bildet [103].

Kinzel zeigte anhand von ausführlichen mikrostrukturellen Untersuchungen am Waspaloy vergleichbare Karbidumwandlungen. Allerdings sind die Änderungen des Gitterparameters der γ -Matrix und γ' -Ausscheidungen infolge der Freisetzung von Ti und dem Entzug von Cr und Mo nach [28] gering. Ursache der Kontraktion im Langzeitbereich ist vielmehr der direkte Volumenumsatz der Karbide. Da im untersuchten Fall beide Karbide eine kleinere Dichte als die Mischkristallmatrix aufweisen, wirken Auflösung und Bildung gegenläufig, wobei die Volumenabnahme durch Auflösung von TiC leicht überwiegt. Der Prozess läuft jedoch relativ langsam ab, da die $M_{23}C_6$ -Karbide einen Saum um die sich auflösenden TiC-Karbide bilden und die Diffusion hemmen. Aus Sicht des Autors erklärt sich die Volumenkontraktion innerhalb der ersten 300 h anhand der oben aufgeführten Gitterparameteränderungen der γ -Matrix und der γ' -Ausscheidungen, basierend auf der Ausbildung von Ordnungsstrukturen und der Änderungen im γ - γ' -Gefüge. Die Kontraktion bei langen Zeiten ist auf die Karbidumsetzung zurückzuführen (Abbildung 2.5.4) [28, 107].

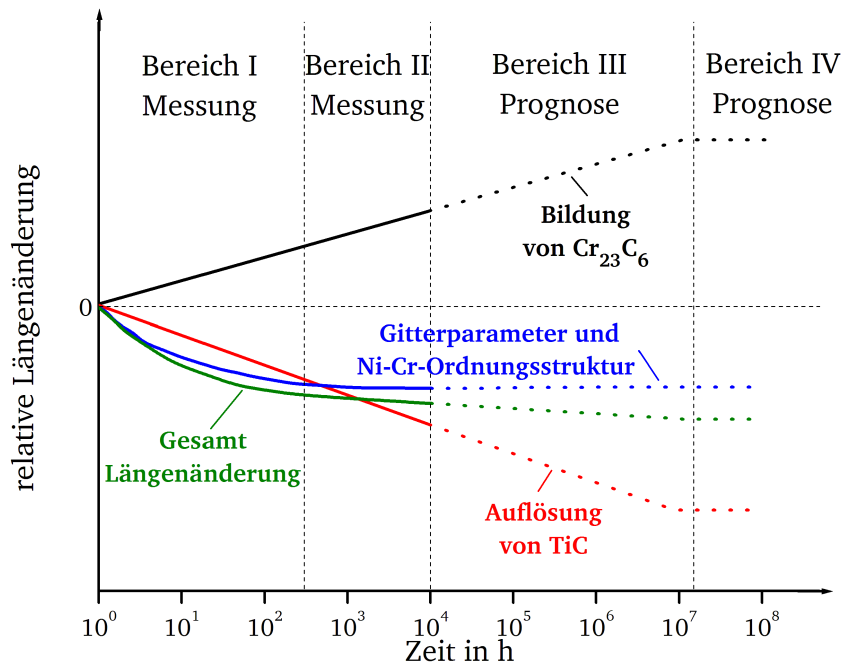


Abbildung 2.5.4: Schematische Darstellung der an der Volumenkontraktion von Waspaloy beteiligten mikrostrukturellen Effekte und der quantitative Auswirkung nach [28]

2.5.2 Auflösungsverhalten der Volumenkontraktion

Die Betrachtung des transienten Verformungsverhaltens erfordert umfangreiche Kenntnisse über die thermodynamische Stabilität der Volumenkontraktion. Die Ni_2Cr -Überstrukturen gehen oberhalb dieser kritischen Temperatur T_C wieder in einen ungeordneten Gefügezustand über [94]. Für den Nimonic 80A konnte eine kritische Temperatur von 570°C experimentell bestätigt werden. Die Auflösungskinetik ist jedoch an Diffusionsprozesse geknüpft, die zu einer zeitlichen Verzögerung führen. Dies erklärt, weshalb die Nahordnungszustände oberhalb der kritischen Temperatur für eine gewisse Zeit weiter vorliegen können [97, 101]. Der Bildungsprozess der Ordnungsstrukturen läuft als exothermer Umwandlungsprozess ab. Dementsprechend verhält sich die Auflösung endotherm. Anhand der Auswertung von DSC-Messungen (Dynamische Differenz Kalometrie) konnte so die Stabilitätsgrenze der Ordnungsstrukturen für einige Nickelbasislegierungen bestimmt werden [28, 106, 108–110]. Eine weitere Messmethode zur Charakterisierung der Auflösungstemperatur der Volumenkontraktion bieten zwei direkt aufeinanderfolgende Dilatometermessungen von kontrahierten Werkstoff. Das Messprinzip beruht auf der Überlagerung von thermischer Dehnung und Dilatation der Probe infolge der Auflösung der Kontraktion [11].

Bei Waspaloy zeigt sich ebenfalls eine Reversibilität des Kontraktionseffekts beim Spannungsarmglühen kontrahierter Proben bei 815°C . Zum Teil wurde sogar eine Dilatation der Proben festgestellt. Die Inconel 718 Legierung zeigt dagegen keinen eindeutigen Effekt beim Spannungsarmglühen [28].

Technische relevante Volumenkontraktion kann bei den meisten austenitischen Stahl- und Nickelbasiswerkstoffen beobachtet werden. Analytische Gleichungen zur Beschreibung des Kontraktionsverhaltens sind in einer Reihe vorangegangener Arbeiten erprobt und dokumentiert. Die mikrostrukturellen Ursachen werden jedoch unterschiedlich diskutiert und hängen letztlich von der jeweiligen chemischen Zusammensetzung und der Wärmebehandlung der Legierung ab.

2.6 Spannungsrelaxation

Zur Auslegung und Bewertung von Vorspannkräften der Schraubenverbindungen sind umfangreiche Kenntnisse zur Spannungsrelaxation notwendig. Spannungsrelaxation bezeichnet den Abbau einer von außen angelegten Spannung bei konstant bleibender Gesamtdehnung beziehungsweise den Rückgang von Eigenspannungen. Letztgenannter Fall ist für Schrauben- und Flanschverbindungen jedoch nur von untergeordneter Bedeutung [2].

Spannungsrelaxation lässt sich mit dem Spannungsrelaxationsversuch [111] veranschaulichen. Eine Probe wird zunächst auf eine definierte Solldehnung ε_t belastet. Je nach Höhe der Spannung und Warmstreckgrenze des untersuchten Werkstoffs kann es bereits während der Belastung zu plastischen Anfangsverformungen ε_i kommen (Abbildung 2.6.1 (a)). Anschließend wird die Gesamtdehnung über eine entsprechende Regelung konstant gehalten und der Spannungsabfall experimentell gemessen (Abbildung 2.6.1 (b)). Der Versuch stellt somit eine Umkehrung des Kriechversuches dar, bei dem die Spannung konstant gehalten und die zunehmende Dehnung aufgezeichnet wird.

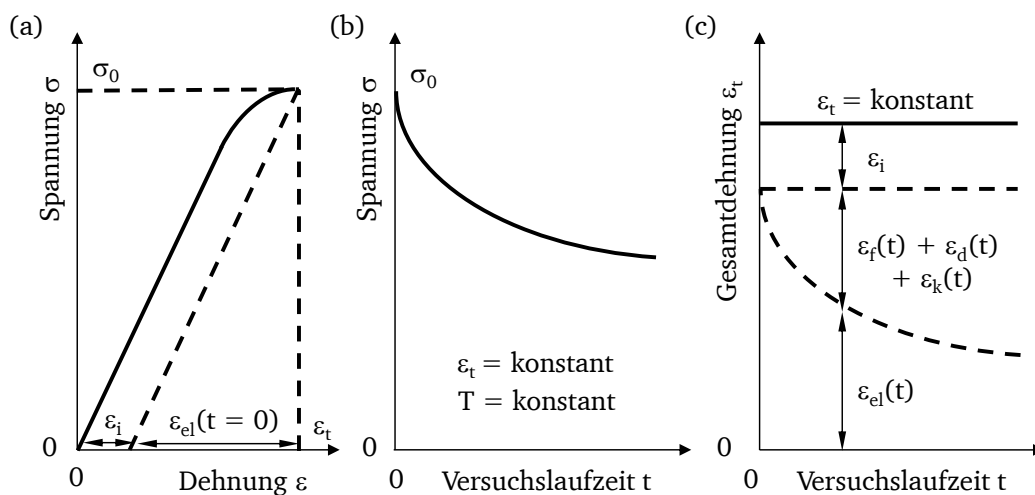


Abbildung 2.6.1: Belastungsphase des Spannungsrelaxationsversuches (a) sowie der zu beobachtende Spannungsabfall (b) und die Umlagerung der beteiligten Dehnungsanteile (c) nach [2]

Während des Relaxationsversuches kommt es zur Umlagerung der nach dem Belasten verbleibenden elastischen Dehnung in die zeitabhängigen Verformungen der Kriechdehnung $\varepsilon_f(t)$ und der anelastischen Verformung $\varepsilon_k(t)$ (Abbildung 2.6.1 (c)). Der abnehmende elastische Dehnungsanteil führt über die Verknüpfung mit dem hookeschen Gesetz zu der gemessenen Relaxation der Spannung. Die sich ausbildende Volumenkontraktion $\varepsilon_d(t)$ wirkt jedoch der Kriechdehnung entgegen. Aufgrund der Regelung einer konstanten Gesamtdehnung kann es daher in kontinuierlichen Relaxationsversuchen zu einer Verringerung des Spannungsabfalls und je nach Ausprägung der negativen Kriechdehnung sogar zu einem Spannungsanstieg kommen (Abbildung 2.6.2). Ein solcher Spannungsanstieg wurde bereits an einer Vielzahl von Nickelbasiswerkstoffen beobachtet [3, 4, 10, 110, 112].

Die anelastischen Dehnungen beeinflussen die Spannungsrelaxation vorrangig im Kurzzeitbereich und sorgen zunächst für einen beschleunigten Abfall der Spannung. Die mikrostrukturellen Ursachen wurden bereits im Abschnitt 2.2 erläutert. Technisch signifikante anelastische Dehnungen wurden jedoch nur

bei relativ feinkörnigen Stahl- und Titanlegierungen beobachtet [24, 26, 113, 114] und können für Nickelbasiswerkstoffe in der Regel vernachlässigt werden [3].

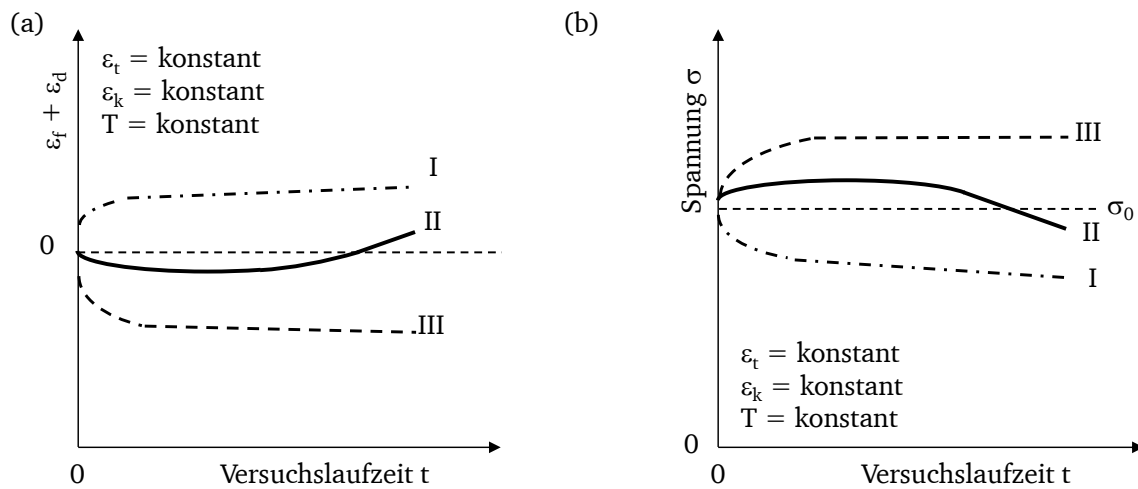


Abbildung 2.6.2: Auswirkung von Kriechdehnung und Volumenkontraktion (a) bei dominanter Kriechdehnung (I), bei einem Wechsel von kriech- zu kontraktionsdominierten Werkstoffverhalten (II) sowie bei überwiegender Volumenkontraktion (III) und die daraus resultierenden Spannungsrelaxationsverläufe (b) nach [85] und [101] unter der Annahme, dass die anelastische Dehnung zu vernachlässigen ist

2.6.1 Mikrostrukturelle Ursachen der Relaxation

Der Spannungsabfall der Relaxation erfolgt maßgeblich über die Umwandlung elastischer in irreversible Verformungen. Welche Verformungsmechanismen dabei dominant auftreten, ist abhängig vom Ausgangsverformungszustand, vom Werkstoff und der Temperatur und wird in der Literatur unterschiedlich diskutiert. Zum einen werden thermisch aktivierte Fließprozesse zur Erläuterung herangezogen. Versetzungsgleiten führt demnach zu den irreversiblen Verformungen. Lokale Hindernisse können durch die thermische Aktivierung überwunden werden. Initiiert wird die Versetzungsbewegung unterhalb der Fließgrenze durch die Interaktion von weichen und harten Zonen mit unterschiedlicher Versetzungsdichte und dem Bestreben der Versetzungen eine energetisch günstigere Position zu erreichen [115–117].

Andere Autoren sehen in Kriechprozessen wie dem Versetzungskriechen mit einhergehenden Erholungseffekten den entscheidenden Mechanismus zur Umlagerung der elastischen in irreversible Dehnungen, wie es in Abbildung 2.6.1 mit der Kriechdehnung ε_f gekennzeichnet ist [2, 118]. Diese Modellvorstellung konnte experimentell für einige metallische Werkstoffe bestätigt werden. Die stationäre Kriechrate von Kriechversuchen mit konstanter Beanspruchung stimmt demnach mit Kriechgeschwindigkeiten überein, die aus kontinuierlichen Relaxationsversuchen abgeleitet wurden [119–121]. Die Annahme einer stationären Kriechrate geht von einer konstanten Versetzungsdichte und dem Gleichgewicht zwischen Erholung und Versetzungsneubildung aus. Die Versetzungsdichte ist jedoch proportional zur äußeren Spannung. Ein stationärer Kriechbereich mit konstanter Versetzungsdichte kann somit eigentlich im Spannungsrelaxationsversuch nicht ausgebildet werden [117, 122]. Die Ausbildung stabiler Subkörner einschließlich einer signifikanten Verringerung der Versetzungsdichte wurde in [117] an Relaxationsproben einer feinkörnigen Aluminiumlegierung experimentell mittels Transmissionselektronenmikroskop (TEM) bestätigt. Der Vergleich der Mikrostruktur von langzeitigen Kriechversuchen und kurzzeitigen

Relaxationsversuchen eines martensitischen 9 %-Chrom-Stahls P91 zeigte ähnliche Befunde, sodass die Autoren auf vergleichbare mikrostrukturelle Ursachen für Kriechen und Relaxation schlossen [119].

Entgegen den eben genannten Auswertungen, die von übereinstimmenden Kriechgeschwindigkeiten von Relaxationsversuchen und Kriechversuchen im stationären Kriechbereich berichten, zeigen andere Untersuchungen deutliche Abweichungen mit signifikant höheren Kriechraten im Anfangsbereich der Relaxationsversuche [123, 124]. Dies wird zum einen damit erklärt, dass im Anfangsbereich Versetzungsgleitvorgänge dominieren und nicht das Versetzungsklettern des Kriechens [124]. Eine alternative Erklärung könnten nur unzureichend berücksichtigte anelastische Dehnungseffekte im Kurzzeitbereich sein [24, 125].

Der kontinuierliche Spannungsrelaxationsversuch kann, bedingt durch die experimentelle Versuchsdurchführung, als gestufter Kriechversuch mit sehr kurzen, abnehmenden Laststufen interpretiert werden. Die Kraft wird für eine kurze Zeitdauer konstant gehalten, bis die akkumulierte Kriechdehnung den Regelschwellwert erreicht, der die Absenkung der Kraft auslöst. Dies verdeutlicht, dass besonders im Kurzzeitbereich des Relaxationsversuches auch Primärkriechen stattfindet. Rechenmodelle, die sowohl den Primären- als auch den Sekundären-Kriechbereich hinreichend genau beschreiben, sind so in der Lage, den Verlauf der Spannungsrelaxation abzubilden [3, 126–128].

2.6.2 Ansätze zur Modellierung des Relaxationsverhaltens

Die mathematische Abbildung des Relaxationsverhaltens erfolgte in der Vergangenheit häufig anhand einfacher analytischer Gleichungen, die den Spannungsabfall direkt als Funktion der Zeit wiedergeben. Das wohl bekannteste analytische Modell wurde von Feltham [115, 129], basierend auf gemessenen Relaxationskurven an Kupfer-, α -Messing- und Magnesiumlegierungen, abgeleitet. Die Ursachen der Spannungsrelaxation lassen sich vielfach auf Kriechprozesse zurückführen. Aus diesem Grund wurde versucht, Modelle, die zur Bewertung und Extrapolation von Zeitstandeigenschaften eingesetzt werden, auch für die Modellierung der Spannungsrelaxation heranzuziehen [130, 131]. Beispielfhaft sei hier der Zeit-Temperatur-Parameter nach Larson-Miller [132] oder das Wilshire-Modell [133] genannt. Die aufgeführten Modelle erzielen bei der analytischen Extrapolation von Spannungsrelaxationskennwerten und Spannungsverläufen zwar hinreichende Genauigkeiten [130, 131], sie sind jedoch nur begrenzt in numerische Finite-Element-Programme implementierbar. Außerdem benötigen sie eine umfangreiche Datenbasis an gemessenen Relaxationskurven und Restspannungswerten.

Die rasante Entwicklung leistungsfähiger Rechentechnik in den vergangenen Jahrzehnten hat die Anwendung numerischer Finite-Element-Programme als wesentliches Werkzeug bei der Bewertung von Bauteilen und Komponenten in Kraftwerksanlagen möglich gemacht. Ausgehend von dem Prinzip der Superposition technisch relevanter Dehnungsanteile (vgl. Gleichung 2.4.1) wird neben der Modellierung des Verformungsverhaltens auch die zeitliche Vorhersage der Spannungen ermöglicht [134]. Die praktische Anwendbarkeit dieser Methode bei der Bewertung der Spannungsrelaxation gerade im Bereich der relativ geringen Beanspruchungen von Schraubenbolzen konnte bereits für etliche Werkstoffe aufgezeigt werden [3, 68, 130, 131, 135–138].

Zur Veranschaulichung der Modellierung mit dem Prinzip der Superposition der Dehnungsanteile eignet sich die Betrachtung eines Spannungsrelaxationsversuches mit konstanter Gesamtdehnung (Abbildung 2.6.1):

$$\varepsilon_t = \text{konstant} = \varepsilon_{el} + \varepsilon_i + \varepsilon_f + \varepsilon_d + \varepsilon_k \quad . \quad (2.6.1)$$

Die Relaxation entspricht in dem Fall der Umlagerung von reversiblen, elastischen in irreversible Verformungen. Ein Einsetzen des hookeschen Gesetzes ermöglicht die Verknüpfung mit der Spannung:

$$\frac{\sigma}{E} = \varepsilon_t (= \text{konstant}) - (\varepsilon_i + \varepsilon_f + \varepsilon_d + \varepsilon_k) \quad . \quad (2.6.2)$$

Demnach kann die zeitliche Änderung der Spannung

$$\frac{d\sigma}{dt} = -E \cdot \frac{d(\varepsilon_f + \varepsilon_d + \varepsilon_k)}{dt} \quad (2.6.3)$$

über die zeitabhängigen Werkstoffmodelle zur Abbildung der jeweiligen Dehnungsanteile beschrieben werden. Die plastische Anfangsdehnung ist zeitunabhängig und entfällt entsprechend aus der Gleichung. Eine Schwierigkeit besteht in der Übertragung der an konstanten Beanspruchungsbedingungen ermittelten Werkstoffmodelle auf veränderliche Spannungen, wie sie zum Beispiel bei der Spannungsrelaxation auftreten. Die Weiterentwicklung der Verformung beim Wechsel des Spannungsniveaus kann mit sogenannten Verfestigungsgesetzen beschrieben werden. In den vorangegangenen Abschnitten wurde bereits gezeigt, dass die Volumenkontraktion nur begrenzt spannungsabhängig ist. Anelastische Dehnungen sind bei den Nickelbasiswerkstoffen Nimonic 80A und Nimonic 101 vermutlich zu vernachlässigen [3, 4, 64]. Demzufolge wird nachfolgend lediglich das Verhalten der Kriechdehnung bei sich ändernden Spannungen betrachtet.

Die Zeitverfestigungsregel geht von der Annahme aus, dass die Kriechgeschwindigkeit maßgeblich von der erreichten Beanspruchungszeit beeinflusst wird. Die Kriechverformung setzt sich gemäß der Versuchslaufzeit auf der Kriechkurve der neuen Spannung fort (Abbildung 2.6.3 (a)). Bei der Dehnungsverfestigung wird wiederum die erreichte Kriechdehnung als geschwindigkeitsbestimmende Größe angesehen (Abbildung 2.6.3 (b)) [61, 139]. In [4, 139] sind die genannten und weitere Verfestigungsregeln zusammenfassend dargestellt.

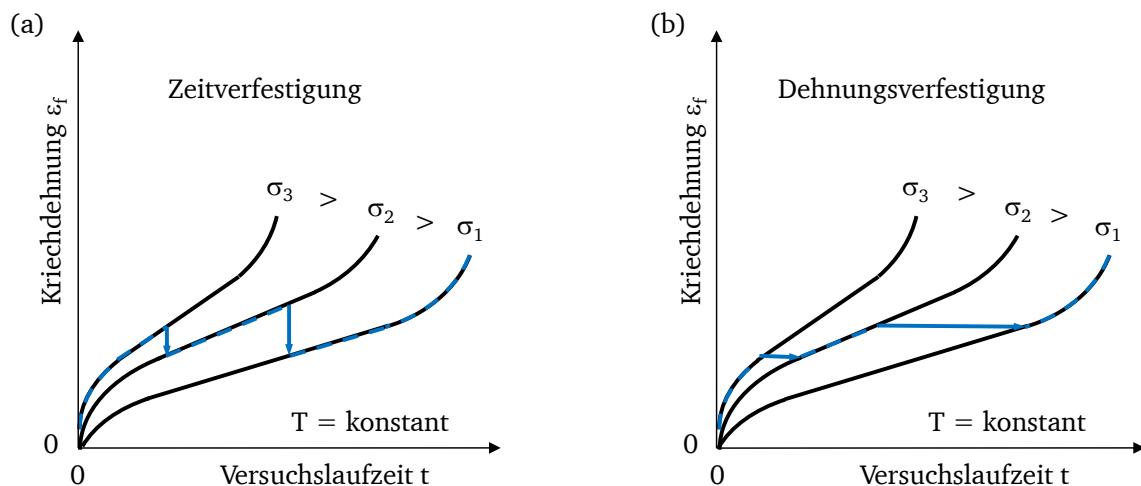


Abbildung 2.6.3: Schematischer Verlauf der Kriechdehnung während eines Relaxationsversuches nach Zeit- (a) und Dehnungsverfestigungsregel (b) nach [61]

Die Anwendung der Zeit- als auch der Dehnungsverfestigungsregel ermöglichte für Nickelbasiswerkstoffe bereits eine hinreichend genaue Nachrechnung von Spannungsrelaxationsversuchen [3, 4]. Tendenziell werden mit der Dehnungsverfestigung niedrigere Kriechdehnungen und damit höhere Restspannungen

vorhergesagt [140]. Grundsätzlich hat sich in der Vergangenheit jedoch gezeigt, dass die Dehnungsverfestigungsregel im Vergleich zu den anderen genannten Verfestigungsansätzen Kriech- und Spannungsrelaxationsvorgänge besser beschreibt. Insbesondere bei hohen Spannungsgradienten scheint die Dehnungsverfestigung die auftretenden mikrostrukturellen Vorgänge besser abzuschätzen [135, 136, 141–143]. Die meisten einfachen phänomenologischen Kriechmodelle, wie der Ansatz nach Norton-Bailey (vgl. Gleichung 2.4.11), sind als Funktion der Zeit definiert. Die zeitliche Ableitung zur Zeitverfestigung ergibt sich zu [144]:

$$\frac{d\varepsilon_f}{dt} = m \cdot K \cdot \sigma^n \cdot t^{m-1} \quad . \quad (2.6.4)$$

Zur Anwendung der Dehnungsverfestigung muss die Gleichung 2.4.11 zunächst nach der Zeit aufgelöst und anschließend in die Ableitung eingesetzt werden:

$$\frac{d\varepsilon_f}{dt} = \varepsilon_f^{1-1/m} \cdot K^{1/m} \cdot m \cdot \sigma^{n/m} \quad [4]. \quad (2.6.5)$$

Für komplexere Ansätze, wie die modifizierte Garofalo-Kriechgleichung, lässt sich analytisch keine geschlossene Ableitung nach der Zeit formulieren, sodass numerische Näherungsverfahren zur Lösung notwendig sind. Implizit formulierte Kriechmodelle, in denen die Kriechgeschwindigkeit direkt in Abhängigkeit der Kriechdehnung definiert ist (vgl. Gleichung 2.4.20 und 2.4.21), erleichtern die numerische Implementierung der Dehnungsverfestigung erheblich [134, 145].

2.6.3 Relaxation unter transienten Beanspruchungen

Das isotherme Relaxationsverhalten der herkömmlich eingesetzten Schraubenwerkstoffe, zu denen auch der Nimonic 80A zu zählen ist, wurde umfangreich mit Hilfe von kontinuierlichen Relaxationsversuchen und Schraubenverbindungsmodellen charakterisiert [3, 102, 146–150]. Auf Basis der genannten Versuchsarten konnte außerdem der Einfluss unterschiedlicher Werkstoffkombinationen von Schraubenbolzen und Flanschwerkstoffen auf das Relaxationsverhalten untersucht werden [10, 18, 151]. Zur Charakterisierung des komplexen Verformungs- und Relaxationsverhaltens von Rohrflanschverbindungen wurden zusätzlich aufwendige Modellflanschversuche aufgebaut und isotherme Beanspruchungsbedingungen geprüft [135, 136].

Neben der Werkstoffcharakterisierung unter konstanten Beanspruchungsbedingungen wurden Versuche mit zyklischen Be- und Entlastungen durchgeführt mit dem Ziel das Relaxationsverhalten von Schraubenbolzen nach wiederholtem Nachziehen der Verbindung besser zu verstehen [18, 152]. Aufgrund der zyklischen Belastung wurde in den meisten Fällen eine Akkumulation von plastischen Verformungen während der Belastung festgestellt, welche zu einer Verringerung der beweglichen Versetzungsdichte führt [116]. Die Relaxation wird somit verlangsamt, sodass die Restspannungen auf einem höheren Restspannungsniveau verbleiben [152, 153]. Jedoch muss die damit einhergehende Abnahme der Werkstoffduktilität und zunehmende Gefahr von Kerbversprödung zwingend berücksichtigt werden [3, 9].

Die einzige dem Autor bekannte Veröffentlichung zum Einfluss zyklischer Temperaturbedingungen auf das Relaxationsverhalten beschäftigt sich mit Aufheiz- und Abkühlvorgängen bei Revisionen von Schraubenverbindungen an einem Cr-Mo-V Schraubenstahl [154]. Zur Charakterisierung des Einflusses der ersten Aufheizphase verspannter Schrauben wurden Proben bei Raumtemperatur nahe der Streckgrenze belastet und anschließend mit 100 °C/h aufgeheizt. Der Spannungsrückgang während des Aufheizens korreliert dabei besser mit der abnehmenden Warmstreckgrenze als mit dem temperaturabhängigen

E-Modul. Außerdem wurden Versuche mit deutlich kleinerer Anfangsspannung jedoch mit zyklischer Temperaturführung durchgeführt. Als maximale Temperatur wurde 500 °C mit einer 17-stündigen Haltephase ausgewählt. Anschließend erfolgte die Abkühlung der Probe auf Raumtemperatur. Innerhalb der drei dokumentierten Zyklen konnten die gemessenen Spannungsänderungen mit der temperaturabhängigen Änderung des E-Moduls korreliert werden. Werden die Proben bei Raumtemperatur erneut auf die Ausgangsspannung belastet, ist zunächst der Effekt der Verformungsverfestigung zu beobachten, bis sich nach wenigen Zyklen ein stabiler Werkstoffzustand einstellt [154]. Relaxationsversuche mit wechselnden Temperaturen sind an Nickelbasiswerkstoffen derzeit nicht bekannt.

Die Spannungsrelaxation beruht auf einer zeitabhängigen Umwandlung von elastischen in permanente Verformungen. Inwiefern transiente Beanspruchungen das Relaxationsverhalten beeinflussen, ist jedoch weitestgehend unbekannt und bisher kaum untersucht. Das Prinzip der Superposition aller maßgeblich beteiligten Dehnungsanteile und deren getrennte analytische Beschreibung kann unter isothermen Beanspruchungen für die numerische Simulation des Relaxationsverhaltens herangezogen werden. Die Anwendbarkeit bei transienten Beanspruchungen gilt es zu überprüfen.

3 Zielstellung und Lösungsweg

Die Ausführungen im Stand des Wissens haben gezeigt, dass zwar Kenntnisse zum isothermen Verformungs- und Spannungsrelaxationsverhalten vorliegen, die Auswirkungen transienter Beanspruchungsbedingungen jedoch nur unzureichend untersucht sind. Demzufolge liegen derzeit keine abgesicherten Werkstoffmodelle für die Nickelbasislegierungen Nimonic 80A und Nimonic 101 vor, welche eine frühzeitige Erkennung von möglichen Schäden sowie eine hinreichend genaue Festlegung von Revisionsintervallen fossil befeuerter Kraftwerksanlagen bei flexibler Betriebsführung ermöglichen. Der entsprechende Forschungsbedarf, die sich daraus ableitenden Zielstellungen und der notwendige Lösungsweg werden in den folgenden Abschnitten im Detail erläutert.

3.1 Forschungsbedarf

Die mikrostrukturellen Vorgänge des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens und der Kriechverformung sind für zahlreiche Stahl- und Nickellegierungen hinlänglich bekannt und dokumentiert. Aktuell unklar ist jedoch, welche mikrostrukturellen Mechanismen die Volumenkontraktion maßgeblich hervorrufen. In der Literatur sind unterschiedliche und teilweise widersprüchliche Mechanismen aufgeführt (vgl. Stand des Wissens, Abschnitt 2.5.1). Bei der Bewertung von Bauteilen, die gewissen geometrischen Zwängen unterliegen, kann die Volumenkontraktion zu signifikanten zusätzlichen Beanspruchungen führen. Zu deren Vermeidung müssen bereits bei der Auslegung abgesicherte Werkstoffmodelle vorliegen, welche ein grundsätzliches Verständnis der mikrostrukturellen Ursachen der Kontraktion erfordern.

Darüber hinaus ist unklar, welche Verformungsmechanismen maßgeblich zur Spannungsrelaxation der untersuchten Nickelbasiswerkstoffe Nimonic 80A und Nimonic 101 beitragen. Im Allgemeinen geht man davon aus, dass die Relaxation auf eine Umlagerung von elastischen in permanente Verformungen zurückzuführen ist. Einige Literaturstellen führen jedoch zusätzliche anelastische Effekte als teilweise dominierenden Mechanismus der Spannungsrelaxation auf (vgl. Stand des Wissens, Abschnitt 2.6). Zur Anwendung des Prinzips der Superposition aller relevanten Dehnungsanteile bei der Beschreibung des Verformungs- und Spannungsrelaxationsverhaltens ist daher die Eingrenzung der maßgeblich zur Relaxation beitragenden Verformungsmechanismen notwendig.

Der Einfluss transienter Beanspruchungsbedingungen auf das Relaxations- und Verformungsverhalten ist im Allgemeinen nur unzureichend untersucht. Zu den Auswirkungen wechselnder Temperaturen auf das Kriechverhalten liegen zwar Ergebnisse vor, diese hängen jedoch von den jeweils untersuchten Werkstoffen und den konkreten Beanspruchungsbedingungen ab. Ein Übertrag auf andere Legierungen und Fragestellungen ist daher nicht möglich. Die in einigen Literaturstellen beobachtete Beschleunigung der Kriechverformung infolge transienter Temperaturen wird zudem auf verschiedene, sich zum Teil widersprechende, mikrostrukturelle Ursachen zurückgeführt (vgl. Stand des Wissens, Abschnitt 2.4.3). Die thermische Stabilität der Volumenkontraktion ist auf einen definierten Temperaturbereich beschränkt. Oberhalb einer kritischen Temperatur kommt es zur Auflösung und Rückbildung der mikrostrukturellen Ursachen der Kontraktion (vgl. Stand des Wissens, Abschnitt 2.5.2). Die exakte Temperatur ist aufgrund der Abhängigkeit vom Werkstoff und der Wärmebehandlung für den Nimonic 80A und Nimonic 101 noch zu bestimmen. Zu den Auswirkungen wechselnder Temperaturen auf das Spannungsrelaxationsverhalten sind bisher keine systematischen Untersuchungen bekannt (vgl. Stand des Wissens, Abschnitt 2.6.3).

Im Hinblick auf die zunehmend flexible Betriebsweise fossil befeuerter Kraftwerksanlagen stellt sich jedoch die Frage, inwieweit die transienten Beanspruchungen zur Beschleunigung oder Verzögerung der Kriechverformung und der Spannungsrelaxation führen.

Darüber hinaus haben die vorangegangenen Abschnitte gezeigt, dass die Methode der Superposition der Verformungsanteile die isotherme Beschreibung des Werkstoffverhaltens ermöglicht. Innerhalb der Gruppe der phänomenologischen Materialmodelle liegt eine Vielzahl von unterschiedlich komplexen Ansätzen zur Abbildung des elastisch-plastischen, des Kriech- und des Volumenkontraktionsverhaltens vor (vgl. Stand des Wissens, Abschnitte 2.3, 2.4.2 und 2.6.2). Unklar ist, inwiefern sowohl verhältnismäßig einfache Kriechmodelle als auch leistungsfähigere Ansätze neben dem isothermen Verformungsverhalten die Relaxation in einem weiten Spannungsbereich hinreichend genau abbilden. Des Weiteren ist derzeit unbekannt, ob der Ansatz der Superposition und die phänomenologischen Werkstoffmodelle in der Lage sind, die Auswirkungen transienter Beanspruchungen hinreichend genau abzubilden.

Die Bewertung von Komponenten mit komplexer Geometrie bzw. ganzer Bauteilgruppen erfordert möglichst effiziente und robuste Werkstoffmodelle. Die Überlagerung unterschiedlicher Dehnungsanteile, wie Kriechdehnung mit plastischen quasi zeitunabhängigen Verformungen, hat im Speziellen in der Vergangenheit zu Konvergenzproblemen bzw. langen Rechenzeiten geführt. Wesentlichen Einfluss darauf hat die Formulierung der Kriechbeschreibung. Die modifizierte Garofalo-Kriechgleichung, als ein bereits vielseitig erfolgreich eingesetztes Kriechmodell mit konsistenter Beschreibung der Temperaturabhängigkeit, liegt derzeit in einer expliziten Formulierung vor. Die Kriechdehnung wird als Funktion der Zeit und Temperatur berechnet. Die numerische Implementierung der Dehnungsverfestigung erfordert daher zusätzliche Rechenschritte und numerische Näherungsverfahren. Die Neuentwicklung einer impliziten Garofalo-Kriechgleichung, welche direkt die Kriechgeschwindigkeit als Funktion der Kriechdehnung berechnet, lässt eine wesentliche Verbesserung der Robustheit und eine signifikante Verkürzung der Rechenzeit erwarten.

3.2 Zielstellung

Die vorliegende Arbeit soll einen Beitrag zum verbesserten Verständnis der Verformungs- und Relaxationsvorgänge von Nickelbasislegierungen unter isothermen und transienten Beanspruchungen liefern. Des Weiteren wird die Entwicklung und Validierung robuster Werkstoffmodelle und Berechnungsmethoden angestrebt, die eine genaue numerische Bewertung von Schraubenverbindungen ermöglichen. Gemäß des Forschungsbedarfes ergeben sich somit folgende Zielstellungen:

- Identifikation der mikrostrukturellen Ursachen der Volumenkontraktion
- Eingrenzung der maßgeblich zur Spannungsrelaxation beitragenden Verformungsmechanismen
- Untersuchung des Einflusses transienter Beanspruchungen auf die Spannungsrelaxation, die Kriechverformung und die Volumenkontraktion
- Entwicklung von phänomenologischen Werkstoffmodellen sowie deren Parameteridentifizierung zur numerischen Beschreibung der relevanten Dehnungsanteile
- Entwicklung einer implizit formulierten modifizierten Garofalo-Kriechgleichung
- Überprüfung der Genauigkeit der Methode der Superposition relevanter Dehnungen bei der Abbildung des isothermen und transienten Verformungs- bzw. Spannungsrelaxationsverhaltens

3.3 Lösungsweg und Methoden

Um die genannten Zielstellungen zu erreichen, wird der in Abbildung 3.3.1 dargestellte Lösungsweg angestrebt. Im Anschluss an eine metallografische Bewertung des Ausgangszustandes der Schmiedewerkstoffe Nimonic 80A und Nimonic 101 teilt sich die experimentelle Charakterisierung des Verformungs- und Spannungsrelaxationsverhaltens in isotherme und transiente Untersuchungen auf.

Gemäß des Stands des Wissens dominieren elastisch-plastische Verformungen, Kriech- und Volumenkontraktionsdehnungen das Verformungsverhalten bei erhöhten Temperaturen. Ausgehend von dem Ansatz der Superposition relevanter Dehnungsanteile erfordert die Modellierung somit abgesicherte Kenntnisse über die plastische Anfangsdehnung ε_i , die Volumenkontraktion ε_d und die Kriechverformung ε_f .

Um den Temperatur- und Spannungseinfluss der plastischen Anfangsdehnung zu bestimmen und eine entsprechende Datenbasis für die Modellierung zu schaffen, sind Warmzugversuche in einem Temperaturbereich von 450 bis 700 °C vorgesehen. Diese ermöglichen zudem die Einordnung der Festigkeitskennwerte der untersuchten Schmelzen in Literaturdaten und genormte Anhaltswerte.

Zur Identifikation der, in der Literatur teils widersprüchlich diskutierten, mikrostrukturellen Ursachen der Volumenkontraktion werden die Änderung der γ/γ' -Phasenverteilungen sowie deren chemischer Zusammensetzungen und die Auswirkungen von Ordnungsstrukturen innerhalb der Mischkristallmatrix auf den Gitterparameter untersucht. Die dafür notwendigen Gefügeanalysen am Rasterelektronenmikroskop werden an kontrahiertem Probenmaterial durchgeführt. Die benötigten Gefügesimulationen erfolgen mithilfe des Programms Thermo-Calc [155]. Um die phänomenologische Beschreibung der Volumenkontraktion zu ermöglichen, werden zeit- und temperaturabhängige Dehnungsverläufe mittels isothermer Auslagerung von Glühproben experimentell bestimmt. In der Literatur steht bereits eine umfangreiche Datenbasis für einen weiten Temperaturbereich zur Verfügung [3, 5], sodass ausgewählte Glühversuche lediglich die Übertragbarkeit der Literaturergebnisse auf die aktuell untersuchten Schmelzen aufzeigen müssen.

Die Ausführungen im Stand des Wissens haben gezeigt, dass die Genauigkeit der Kriechbeschreibung maßgeblichen Einfluss auf die Modellierung der Spannungsrelaxation besitzt. Der Datenbasis kommt dabei eine entscheidende Bedeutung zu. Aus diesem Grund sind Kriechversuche in einem weiten Spannungsbereich vorgesehen. Die drei Prüftemperaturen von 550, 600 und 650 °C beim Nimonic 80A bzw. 600, 650 und 700 °C beim Nimonic 101 decken einen anwendungsrelevanten Beanspruchungsbereich ab. Die permanente Dehnung der Kriechversuche bietet zudem die Möglichkeit, die Genauigkeit der Verformungsbeschreibung der zu entwickelnden Werkstoffmodelle zu validieren.

Um die maßgeblich an der Spannungsrelaxation beteiligten Verformungsmechanismen zu identifizieren, werden Relaxationsversuche mit kontinuierlicher Dehnungsregelung durchgeführt. Aus dem zeitlichen Verlauf der Spannungsrelaxation lassen sich zugehörige Kriechgeschwindigkeiten berechnen. Anhand eines Vergleichs mit den vorab durchgeführten Kriech- und Glühversuchen sowie Ergebnissen aus der Literatur werden dominierende Verformungsmechanismen anschließend diskutiert. Zudem werden Kurzzeitrelaxationsversuche nach [24] zeigen, inwieweit anelastische Dehnungen beim Nimonic 80A und Nimonic 101 zu berücksichtigen sind. Anschließend ermöglichen isotherme, kontinuierliche Versuche und Schraubenverbindungsmodellversuche die Charakterisierung des Spannungsrelaxationsverhaltens auch im Langzeitbereich. Die ermittelten Spannungsrelaxationsverläufe und Restspannungen stellen eine für die Auslegung von Schraubenbolzen wichtige Kenngröße dar und werden für die spätere Validierung der Werkstoffmodelle benötigt.

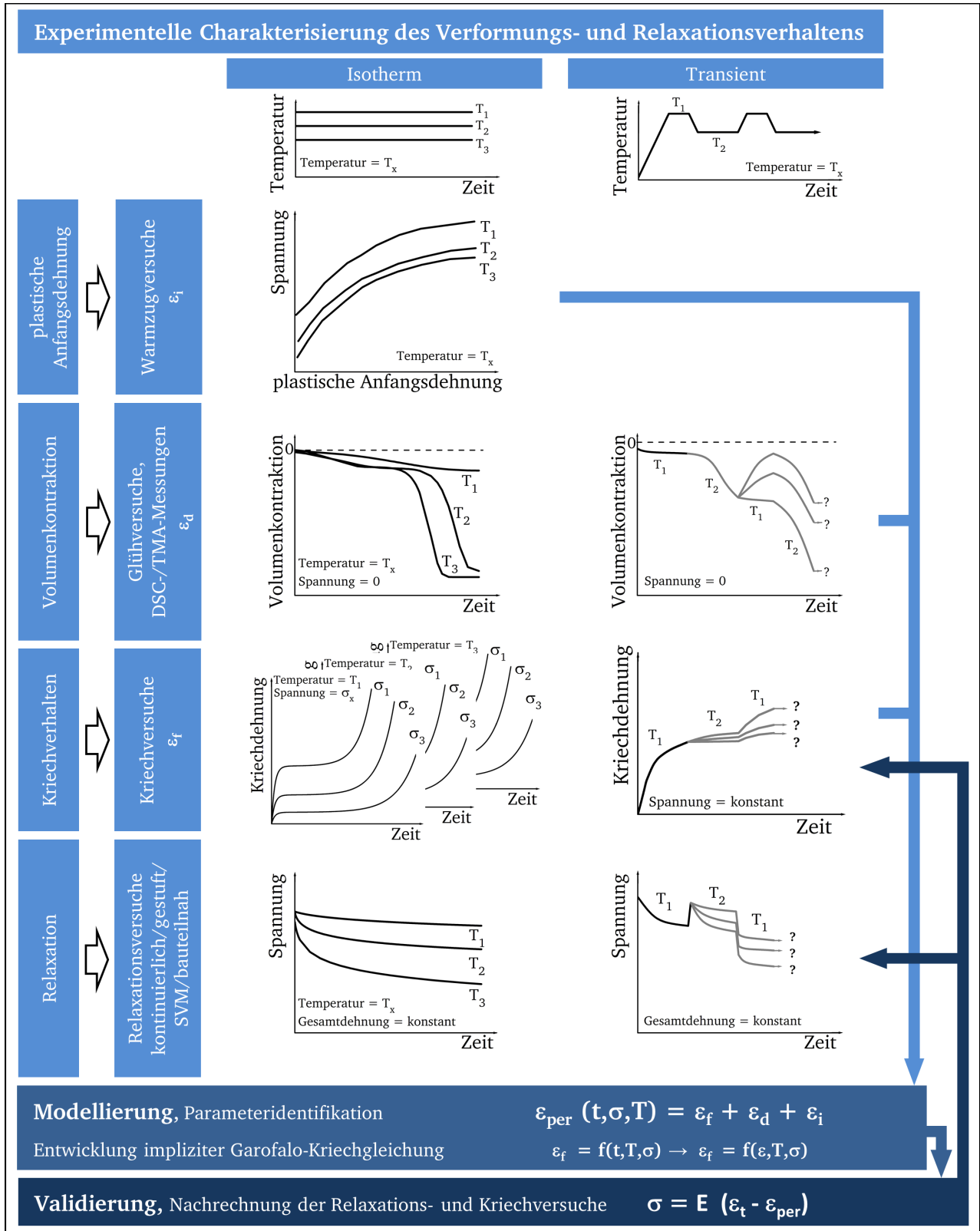


Abbildung 3.3.1: Schematische Darstellung des Lösungsweges

Um den Einfluss transients Beanspruchungen auf das Spannungsrelaxationsverhalten zu untersuchen, sind anschließend kontinuierliche Relaxationsversuche und Schraubenverbindungsmodellversuche mit wechselnden Temperaturen vorgesehen. Die Ergebnisse werden zeigen, inwieweit transiente Beanspru-

chungen zu einer Beschleunigung oder Verzögerung der Relaxation führen. Stichprobenartig durchzuführende Kriechversuche mit konstanter Spannung und wechselnder Temperatur können die Erkenntnisse zum transienten Verformungsverhalten anschließend vertiefen und in Verbindung mit den Relaxationsversuchen zu einem umfassenderen Verständnis der Verformungsvorgänge beitragen. Der Einfluss wechselnder Temperaturen auf die Volumenkontraktion lässt sich anhand einer einmaligen Temperaturerhöhung isotherm ausgelagerter Glühproben untersuchen. Die Stabilität der mikrostrukturellen Ursachen bei der maximalen Zyklustemperatur der transienten Relaxationsversuche kann so überprüft werden. Des Weiteren ermöglichen DSC- und TMA-Messungen die Bestimmung der kritischen Temperatur T_c , ab der sich die mikrostrukturellen Ursachen der Volumenkontraktion zurückbilden und sich der Werkstoff wieder ausdehnt.

Die bauteilnahe Charakterisierung des Werkstoffverhaltens und Validierung der zu entwickelnden Werkstoffmodelle werden durch Relaxationsversuche an Schraubenverbindungsmodellen mit einer Stahlguss-hülse und zusätzlichen Dehnhülsen erfolgen. Der Aufbau dieser Schraubenverbindungsmodelle wird an real eingesetzte Flanschverbindungen angelehnt, sodass eine bauteilnahe Validierung der Modelle ermöglicht wird. Auf die Versuchsdurchführung und Auswertung wird im Detail im Abschnitt der bauteilnahen Validierung 6.4 eingegangen.

Im Anhang A in Tabelle A.0.1 ist ein Überblick über die experimentellen Arbeiten, die Versuchsanzahl sowie deren Zielsetzungen dargestellt. Die Versuche sind zum Teil über Industriepartner der Forschungsvereinigung für warmfeste Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe (FVWHT) finanziert, sodass die Spannungen der Kriech- und Relaxationsversuche teilweise nur normiert gezeigt werden können.

Im Anschluss an die experimentelle Charakterisierung des Werkstoffverhaltens werden anhand der geschaffenen Datenbasis phänomenologische Werkstoffmodelle entwickelt und optimiert (vgl. Abbildung 3.3.1). Als Kriechgleichungen werden zunächst das bereits vielseitig eingesetzte, verhältnismäßig einfache Kriechmodell nach Norton-Bailey sowie die komplexe modifizierte Garofalo-Kriechgleichung herangezogen. Letztere ermöglicht eine konsistente Abbildung des Kriechverhaltens in einem weiten Temperatur- und Spannungsbereich. In dem Zusammenhang wird ohne Beeinträchtigungen bei der Vorhersagegenauigkeit die Neuentwicklung einer numerisch robusten impliziten Formulierung der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung erfolgen.

Die Bewertung der Modellierungsergebnisse umfasst die Nachrechnung der isothermen Kriechversuche sowie der isothermen und transienten Relaxationsversuche. Basierend auf den Empfehlungen des *European Creep Collaborative Committee* (ECCC) [156] ermöglichen sogenannte 45°-Diagramme, in denen berechnete über gemessene Dehnungen aufgetragen werden, Aussagen über die Güte einer Vorhersage. Hierbei wird ein Vergleich der Kriechmodelle mit unterschiedlicher Komplexität mögliche Potenziale und Nachteile aufzeigen. Zudem erlaubt die Nachrechnung von gestuften Relaxationsversuchen mit zyklischen Ent- und Belastungen die Überprüfung der Anwendbarkeit der Werkstoffmodelle bei hohen plastischen Verformungen. Um einflussreiche Werkstoffparameter, Eigenschaften und Beanspruchungsgrößen zu identifizieren wird abschließend eine umfangreiche Sensitivitätsanalyse angestrebt. Der Einfluss der Beanspruchungsgrößen lässt sich analytisch nur begrenzt berechnen, sodass Monte-Carlo Simulationen für die Auswertung herangezogen werden [157].

3.3.1 Experimentelle Vorgehensweise und Versuchstechnik der isothermen Versuche

Die metallografische Charakterisierung des Ausgangszustandes der Nickelbasiswerkstoffe Nimonic 80A und Nimonic 101 erfolgt mithilfe von polierten und anschließend geätzten Proben. Zur Korngrenzätzung eignet sich bei den Nickelbasiswerkstoffen Molybdänsäure. Die Untersuchungen zur γ' -Struktur der Werkstoffe sind auf einem Rasterelektronenmikroskop (REM) bzw. einem hochauflösenden Rasterelektronenmikroskop (HREM) vorgesehen. Die Messungen von EDX-Spektren und EDX-Elementverteilungen sollen zur Bestimmung der vorliegenden Karbide herangezogen werden.

Die Warmzugversuche erfolgen nach DIN EN ISO 6829 [158] auf einer elektromechanischen Prüfmaschine. Geprüft werden die Nimonic 101 Proben vom IfW-Typ 2 (Anhang Probengeometrien, Abbildung B.0.1) mit einem „Längen-Durchmesser-Verhältnis“ von zehn. Aufgrund begrenzter Materialverfügbarkeit erfolgen die Warmzugversuche am Nimonic 80A mit der kleineren Probe vom IfW-Typ 11 (Anhang Probengeometrien, Abbildung B.0.2) mit einem „Längen-Durchmesser-Verhältnis“ von fünf. Die Aufzeichnung der Dehnung wird über ein an den Messschneiden der Proben befestigtes axiales Wegmesssystem mit induktiven Weggebern ermöglicht. Der Temperaturmessung kommt bei der Prüfung unter erhöhten Temperaturen einer besonderen Bedeutung zu [159], sodass drei direkt an der Probe angebrachte Thermoelemente von Typ S der Temperaturregelung der 3-Zonen Konvektionsöfen dienen.

Die Bestimmung des Zeitstandverhaltens umfasst Kriechversuche nach DIN EN ISO 204 [37] an Proben vom IfW-Typ 13 mit Messschneiden und Messmarken (Anhang Probengeometrien, Abbildung B.0.3). Das Kurzzeitverhalten der Primär-Kriechdehnung kann somit mit hoher Genauigkeit kontinuierlich aufgezeichnet werden. Nach Erreichen der minimalen Kriechgeschwindigkeit werden die Versuche mit „unterbrochener Versuchstechnik“ in Vielprobenprüfmaschinen fortgesetzt [160]. Die Dehnungsmessung erfolgt in dem Fall über die Bestimmung der Längenänderung zwischen den keramischen Messeinsätzen mithilfe eines Messmikroskops im Rahmen von intervallmäßigen Versuchsunterbrechungen und Probenausbauten.

Die Charakterisierung der Volumenkontraktion erfolgt üblicherweise ebenfalls an Glühproben mit keramischen Messeinsätzen (Anhang Probengeometrien, Abbildung B.0.4), welche in Konvektionsöfen ausgelagert, nach festgelegten Zeiten entnommen und über das Messmikroskop bei Raumtemperatur vermessen werden. Ein zusätzlicher Versuch an einer lastfreien Warmzugprobe mit kontinuierlicher Dehnungsmessung soll den Einfluss des Ausbauverfahrens auf die negative Dehnung überprüfen.

Die Charakterisierung des isothermen Relaxationsverhaltens umfasst einachsige Versuche an Proben vom IfW-Typ 2 (Anhang Probengeometrien, Abbildung B.0.1) nach DIN EN 10319-1 [111]. Für die Relaxationsversuche stehen motorisch gesteuerte Einzelprobenprüfmaschinen mit 3-Zonen Konvektionsöfen zur Verfügung. Die Temperaturmessung und -regelung wird analog zu den Warmzugversuchen über drei Thermoelemente vom Typ S ermöglicht. Die konstante Regelung der Probenverlängerung und damit der Soll-Dehnung wird durch ein axial an den Messschneiden der Proben befestigtes Messsystem mit kapazitiven Weggebern gewährleistet. Mit gleicher Versuchstechnik werden die gestuften Relaxationsversuche durchgeführt. Die Soll-Dehnung wird lediglich schrittweise erhöht. Nach jeder Stufe mit einer jeweiligen Haltedauer von 100 h wird die Probe zunächst entlastet und die Soll-Dehnung der nachfolgenden Stufe um den Betrag der bereits erzeugten permanenten Verlängerung korrigiert. Zur Überprüfung der Annahme, dass die anelastischen Dehnungen bei den untersuchten Nickelbasiswerkstoffen vernachlässigbar sind, ist die Prüfung von Kurzzeitrelaxationsversuchen auf einer servohydraulischen Prüfmaschine an Proben vom IfW-Typ 38a (Anhang Probengeometrien, Abbildung B.0.6) vorgesehen.

Eine Möglichkeit sich dem bauteilnahen Relaxationsverhalten zu nähern, bieten Schraubenverbindungsmodelle (Abbildung 3.3.2 (a)). Die Versuchsdurchführung der isothermen Schraubenverbindungsmodellversuche ist in DIN EN 10319-2 [161] beschrieben. Der Schraubenbolzen, die Hülse und die Muttern (Anhang Probengeometrien, Abbildung B.0.5) werden dabei aus demselben Material artgleich gefertigt.

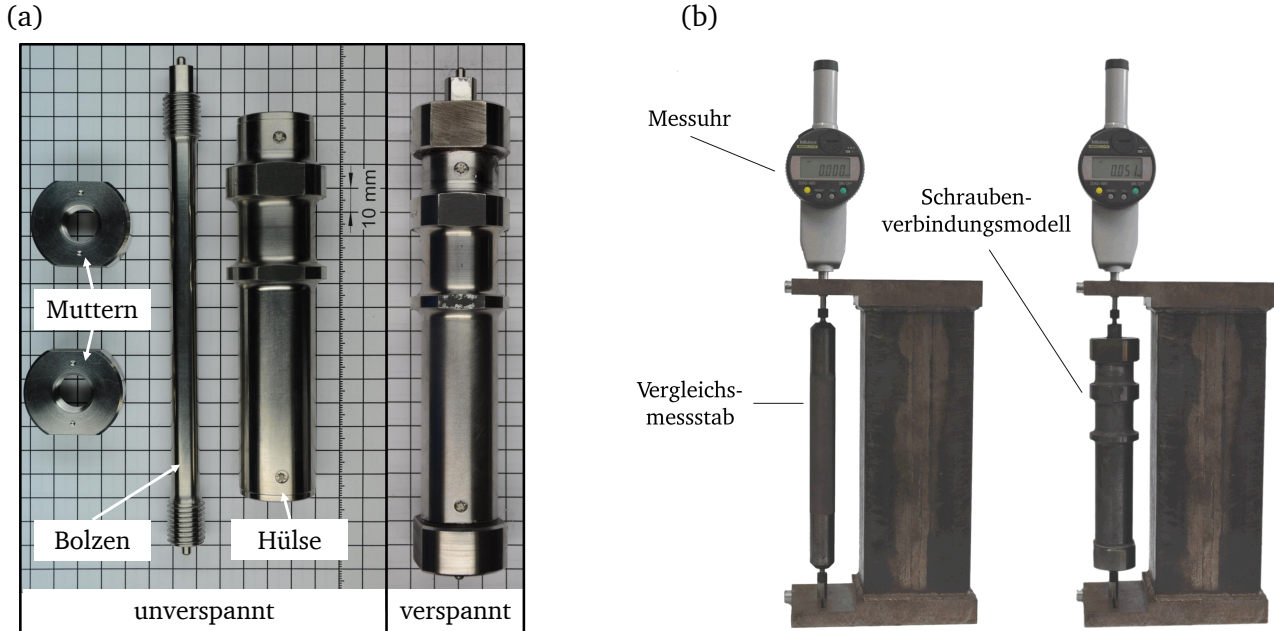


Abbildung 3.3.2: Komponenten im unverspannten und verspannten Zustand (a) sowie Messaufbau zur Messung der Längenänderung (b) der Schraubenverbindungsmodelle

Zunächst wird die Längendifferenz zwischen dem unverspannten Schraubenbolzen und einem Vergleichsmessstab ΔL_{10} über eine Messuhr bei Raumtemperatur vermessen (Abbildung 3.3.2 (b)). Anschließend wird der Bolzen schrittweise gegen die Hülse verspannt und die Verlängerung $\Delta L_{1\sigma}$ nach jedem Schritt erneut bestimmt. Die Dehnung des Schraubenbolzens errechnet sich schließlich aus

$$\varepsilon_0 = (\Delta L_{1\sigma} - \Delta L_{10}) / L' \quad , \quad (3.3.1)$$

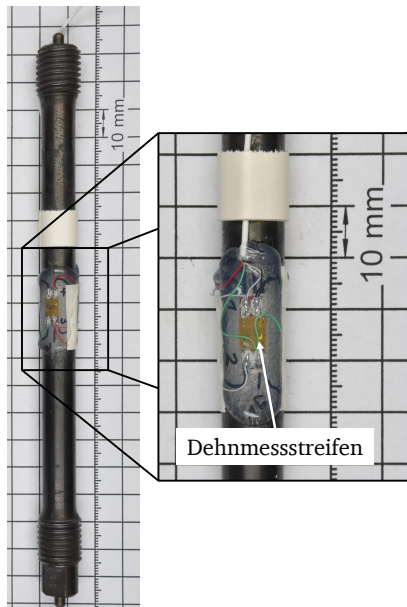
wobei L' hier einer mittleren Referenzlänge von 153,5 mm entspricht. Die Vermessung der Schraubenbolzen hat ergeben, dass der Einfluss der Fertigungstoleranz auf die Referenzlänge zu vernachlässigen ist. Die Genauigkeit der eben beschriebenen Methode zur Einstellung der Soll-Dehnung konnte beispielhaft an einem Schraubenverbindungsmodell mittels Dehnmessstreifen validiert werden (Abbildung 3.3.3 (a)). In der Abbildung 3.3.3 (b) sind die Dehnung bestimmt mithilfe der Dehnmessstreifen und die Dehnungen berechnet aus der Längenmessung des Schraubenbolzens mittels Messuhr gegenübergestellt. Die verspannten Schraubenverbindungsmodelle werden anschließend in Konvektionsöfen ausgelagert und nach Erreichen der Versuchslaufzeit durch Aufbohren der Muttern geöffnet. Somit wird eine zusätzliche bleibende Verformung des Bolzens verhindert. Die Vermessung der Längenverhältnisse von Schraubenbolzen und Vergleichsmessstab vor dem Lösen $\Delta L_{2\sigma}$ und nach dem Lösen ΔL_{20} ermöglichen die Bestimmung der elastischen Rückdehnung ε_{rel} :

$$\varepsilon_{\text{rel}} = (\Delta L_{2\sigma} - \Delta L_{20}) / L' \quad . \quad (3.3.2)$$

Folglich kann die verbleibende Restspannung bei Prüftemperatur σ_r über ein Einsetzen des Elastizitätsmoduls E_T errechnet werden:

$$\sigma_r = E_T \cdot \varepsilon_{\text{rel}} \quad . \quad (3.3.3)$$

(a)



(b)

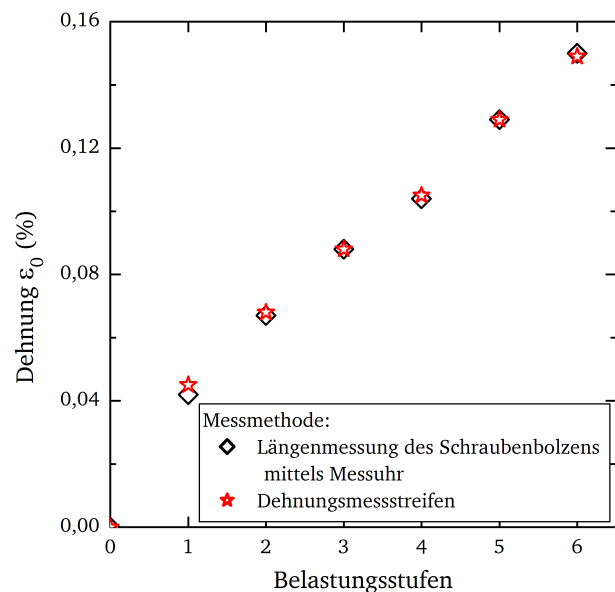


Abbildung 3.3.3: Position der Dehnmessstreifen auf dem Bolzen des Schraubenverbindungsmodells (a) sowie Vergleich der mittels der Längenmessungen des Bolzens und mittels der Dehnmessstreifen bestimmten Dehnungen ε_0 (b)

3.3.2 Experimentelle Vorgehensweise und Versuchstechnik der transienten Versuche

Die transienten kontinuierlichen Relaxationsversuche sind an glatten Proben vom IfW-Typ 38a (Anhang Probengeometrien, Abbildung B.0.6) vorgesehen. Servohydraulische Prüfmaschinen mit Strahlungs- bzw. 3-Zonen Konvektionsofen ermöglichen die Abbildung anwendungsnaher Temperaturzyklen. Für die Messung und Regelung der Temperatur können erneut direkt an der Probe angebrachte Thermoelemente vom Typ S eingesetzt werden. Die Dehnungsmessung erfolgt über ein Seitenextensometer. Versuche mit wechselnder Temperatur stellen eine große Herausforderung aufgrund der Forderung nach einem sich zyklisch wiederholenden aber möglichst gleichbleibenden Temperaturprofil dar. Bereits kleine Temperaturschwankungen an der Probe, dem Extensometer oder der Kraftmessdose können signifikante Änderungen der Messgrößen zur Folge haben. Aus diesem Grund wurde eine aufwendige Abschirmung des Prüfstandes gegen äußere Umwelteinflüsse konstruiert und eingesetzt. Die Temperaturzyklen der transienten Relaxationsversuche orientieren sich an der industriellen Anwendung und sind im nachfolgenden Abschnitt 4.4.1 ausführlich erläutert.

Die Untersuchung des transienten Kriechverhaltens umfasst je ein Kriechversuch am Nimonic 80A und Nimonic 101 an Proben vom IfW-Typ 13 (Anhang Probengeometrien, Abbildung B.0.3). In Anlehnung an die DIN EN ISO 204 [37] sollen die Kriechversuche auf einer Einzelprobenprüfmaschine mit zyklischen Temperaturwechseln bei einer für das Relaxationsverhalten von Schraubenbolzen relevanten konstanten Spannung durchgeführt werden.

Zur Charakterisierung des transienten Kontraktionsverhaltens sind dynamische Differenzkalorimetrie-Messungen (*differential scanning calorimetry*, DSC) vorgesehen. Infolge eines kontinuierlichen Aufhei-

zens einer Probe und der Bestimmung des Wärmestroms zwischen Probe und Referenz lassen sich mit diesem Verfahren endotherm bzw. exotherm ablaufende Umwandlungen im Gefüge detektieren und einem bestimmten Temperaturbereich zuordnen. Die Messungen in Anlehnung an die DIN EN ISO 11357 [162] sollen unter Argon bzw. Stickstoffatmosphäre und einer Heizrate von 20 K/min erfolgen. Die kritische Auflösungstemperatur der Volumenkontraktion kann nach der in [11] beschriebenen Vorgehensweise über eine Längenänderungsmessung mittels Thermomechanischer Analyse (TMA) bestimmt werden. Das Messprinzip beruht auf der Bestimmung der thermischen Längenänderung, die sich bei Wiederholung des Aufheizvorgangs ab der kritischen Temperatur infolge der Auflösungsprozesse der Volumenkontraktion unterscheidet.

3.3.3 Werkzeuge zur Modellbildung und Parameteranpassung

Neben der experimentellen Charakterisierung des transienten Verformungs- und Relaxationsverhaltens besteht eine wesentliche Aufgabe der vorliegenden Arbeit in der Überprüfung der Anwendbarkeit phänomenologischer Werkstoffmodelle und des Prinzips der Superposition relevanter Dehnungsanteile bei der numerischen Beschreibung isothermer und transients Beanspruchungen. Die detaillierte Vorgehensweise bei der Modellierung wird im Abschnitt 5 näher erläutert. Nachfolgend werden lediglich Werkzeuge zur Anpassung der Parameter und zur Validierung der Modelle aufgezeigt.

Basierend auf der Datenbasis der isothermen Warmzug-, Kriech- und Glühversuche sowie ergänzenden Informationen aus Literaturstellen sollen die Parameter mithilfe frei verfügbarer Programme wie der Statistik Umgebung R [163] oder der Programmiersprache Python ermittelt werden. Im Zuge dessen bietet das Rechenpaket *nlstools* die Möglichkeit, die Signifikanz der Modellparameter zu überprüfen. Basierend auf einem sogenannten t-Test wird unter Annahme einer Normalverteilung und der Unabhängigkeit der Parameter untereinander der Einfluss einer gewissen Variation eben dieser Parameter auf das Rechenergebnis geprüft. Die Optimierung der Parameter der bekannten Norton-Bailey-Kriechgleichungen und der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung wird durch das am IfW Darmstadt entwickelte Programm INCA [55, 68] zur interaktiven Kriechmodellierung erleichtert.

Für die numerischen Simulationen steht das Finite-Elemente-Programm Abaqus® zur Verfügung. Zur Implementierung der Kriechgleichungen und Modelle zur Beschreibung der Volumenkontraktion ist die Entwicklung benutzerdefinierter Unterprogramme, sogenannter Subroutinen [69], notwendig. Die Nachbildung praxisnaher experimenteller Beanspruchungsbedingungen erfordert zudem realitätsgetreue Abbildungen der Versuchsdurchführung zum Beispiel durch die Simulation eines PID-Reglers zur Dehnungswertvorgabe [164].

4 Charakterisierung des Werkstoffverhaltens

Ausgangspunkt für die Entwicklung von Werkstoffmodellen zur Abbildung des Verformungs- und Spannungsrelaxationsverhaltens bildet eine umfassende experimentelle Charakterisierung der Werkstoffe unter isothermen und transienten Beanspruchungsbedingungen. Mit Hilfe von isothermen Warmzug-, Glüh- und Kriechversuchen wird im Abschnitt 4.2 zunächst die zur Modellierung notwendige Datenbasis geschaffen (vgl. Abbildung 3.3.1). Nachfolgend ermöglichen isotherme Spannungsrelaxationsversuche die Eingrenzung wesentlicher Verformungsmechanismen der Relaxation und die Einordnung der untersuchten Schmelzen in vorhandene Literaturdaten (Abschnitt 4.3). Im nachfolgenden Kapitel 4.4 werden die derzeit weitgehend unbekannten Auswirkungen transients Beanspruchungsbedingungen auf das Relaxations-, Kriech- und Volumenkontraktionsverhalten betrachtet. Zunächst erfolgt jedoch die mikrostrukturelle Charakterisierung der untersuchten Nickelbasis-Schmiedelegierungen Nimonic 80A und Nimonic 101.

4.1 Untersuchte Werkstoffe

4.1.1 Nimonic 80A

Die chemische Zusammensetzung der untersuchten Nimonic 80A Nickelbasislegierung liegt innerhalb der Vorgaben der DIN EN 10269:2013 [165] (Tabelle 4.1.1). Die genannte Norm enthält Grenzwerte der chemischen Zusammensetzungen, Hinweise zu möglichen Wärmebehandlungen sowie Mindestwerte der Kerbschlagzähigkeit. Zudem sind in der DIN EN 10269:2013 Festigkeitskennwerte für Schraubenwerkstoffe aufgeführt, die im Bereich erhöhter Temperatur häufige Anwendung finden. Die dreistufige Wärmebehandlung der untersuchten Nimonic 80A Schmelze beinhaltet zunächst ein Lösungsglühen bei 1066 °C für 8 h sowie zwei sich anschließende Aushärtungsstufen bei 850 °C und 710 °C für 24 h bzw. 16 h. Die somit erreichte Härte beträgt im Mittel 343 HV30 mit einer Standardabweichung von 11 HV30.

Tabelle 4.1.1: Chemische Zusammensetzung und Wärmebehandlungszustand der Nickelbasislegierung Nimonic 80A im Vergleich zur DIN EN 10269 [165]

	C	Cr	Co	Ti	Al	Si	Fe	Ni
untersuchte Schmelze	0,08	20,2	0,03	2,37	1,63	0,01	0,09	Rest
DIN EN 10269 oberer Grenzwert	0,10	21,0	≤ 1,00	2,70	1,80	≤ 1,00	≤ 1,50	
DIN EN 10269 unterer Grenzwert	0,04	18,0		1,80	1,00			≥ 65
Wärmebehandlung: 1066 °C, 8 h / Luft + 850 °C, 24 h / Luft + 710 °C, 16 h / Luft								
(Angaben in Masse-%)								

Der Ausgangszustand der untersuchten Schmelze ist durch eine homogene Verteilung der Körner mit einer mittleren Größe von 6 bis 7 nach DIN EN ISO 643 [166] gekennzeichnet (Abbildung 4.1.1 (a)). Innerhalb einiger Körner sind Zwillingsgrenzen zu erkennen. Entlang der Korngrenzen liegen perlschnur-

artig aufgereichte Karbide vor (Abbildung 4.1.1 (b)). Eine EDX-Analyse und die Auswertung von EDX-Elementverteilungen lassen darauf schließen, dass es sich bei den Ausscheidungen um $M_{23}C_6$ Chrom-Karbide handelt. Im Bildanhang in Abschnitt C ist die entsprechende Verteilung von Chrom im Bereich der Korngrenzen an zwei beispielhaft ausgewählten Messstellen sowie ein EDX-Spektrum dargestellt (Bildanhang, Abbildungen C.0.1, C.0.2 und C.0.3). Die teilweise farbig schimmernden Ausscheidungen mit einer Größe von ungefähr $10\text{ }\mu\text{m}$ sind Titan-Karbonitride, wie sie bereits in [167] an einer Nimonic 80A Legierung beobachtet wurden. Die sich während der ersten Aushärtungsstufe bei $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ bildende γ' -Phase liegt in Form globularer Ausscheidungen vor und erreicht eine mittlere Teilchengröße von 80 nm . Die γ' -Teilchen weisen eine gleichmäßige Verteilung in der austenitischen γ -Matrix auf (Abbildung 4.1.2). Der Volumenanteil beträgt ungefähr 11 %. Vergleichbare Größenordnungen sind in [3] und [168] für den Nimonic 80A aufgeführt. Zur Dokumentation der in [169] beobachteten γ' -Ausscheidungen, welche sich während der zweiten Aushärtungsstufe ausbilden und eine Größe von wenigen Nanometern erreichen, wären Untersuchungen am Transmissionselektronenmikroskop notwendig.

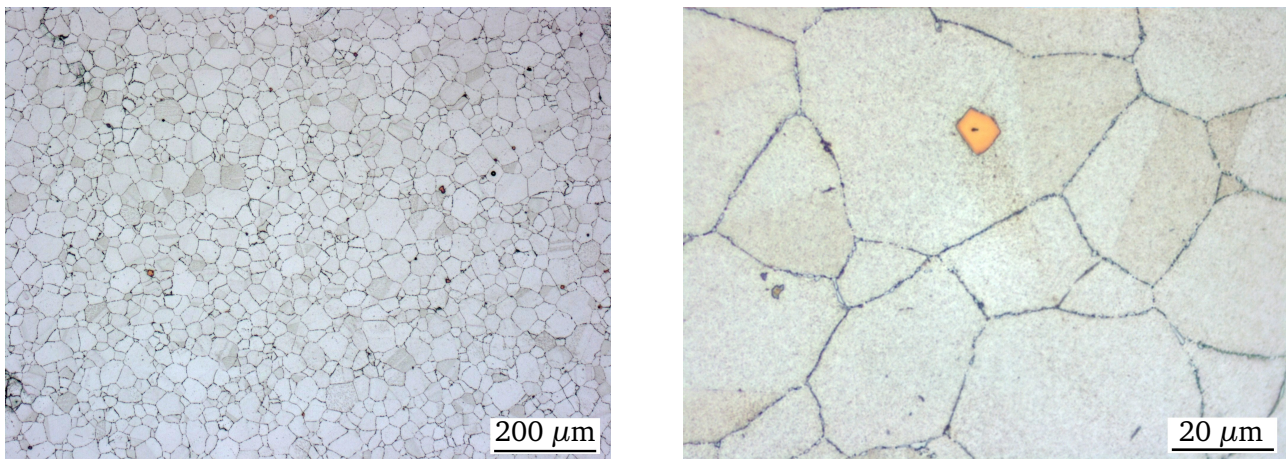


Abbildung 4.1.1: Kornstruktur (a) und Korngrenzenbelegung (b) der untersuchten Nimonic 80A Nickelbasislegierung

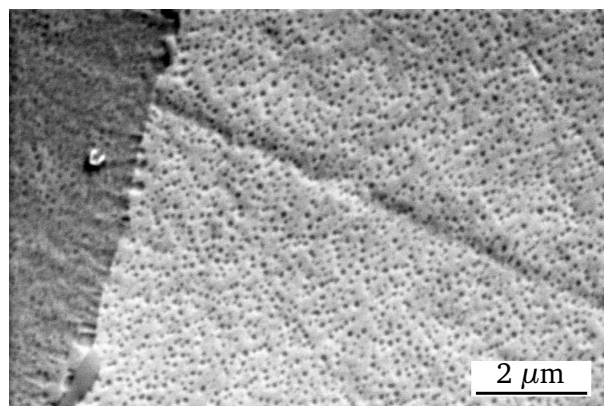


Abbildung 4.1.2: Ausbildung der γ' -Ausscheidungen beim Nimonic 80A

4.1.2 Nimonic 101

Die chemische Zusammensetzung des Nimonic 101 ist in Tabelle 4.1.2 aufgeführt. Es liegen zwar keine genormten Vergleichswerte für den Nimonic 101 in den üblichen Werkstoffnormen wie der DIN EN 10302 für Warmfeste Stähle, Nickel- und Cobaltlegierungen [170] vor, die chemische Zusammensetzung weist jedoch eine hohe Übereinstimmung mit der Legierung NiCr25Co20TiMo (Werkstoffnummer 2.4878) auf. Die Wärmebehandlung des gewalzten Stangenmaterials besteht aus einem Lösungsglühen bei 1100 °C für 4 h und einer anschließenden Aushärtung bei 850 °C für 16 h (vgl. Tabelle 4.1.2). Die Härte des Ausgangszustandes liegt bei 376 HV30 mit einer Standardabweichung von 11 HV30.

Tabelle 4.1.2: Chemische Zusammensetzung und Wärmebehandlungszustand der Nickelbasislegierung Nimonic 101 im Vergleich zur DIN EN 10302 [170]

	C	Cr	Co	Ti	Al	Si	Fe	Mo	Nb+Ta	Ni
untersuchte Schmelze	0,04	24,3	19,3	3,00	1,35	0,12	0,40	1,40	0,92	Rest
DIN EN 10302 oberer Grenzwert	0,07	25,0	21,0	3,20	1,60	≤ 0,50	≤ 1,00	2,00	1,20	Rest
DIN EN 10302 untere Grenzwert	0,03	23,0	19,0	2,80	1,20			1,00	0,70	
Wärmebehandlung: 1100 °C, 4 h / Luft + 850 °C 16 h / Luft mit 100 °C/h										
(Angaben in Masse-%)										

Die untersuchte Nimonic 101 Schmelze weist ein Mischgefüge auf (Abbildung 4.1.3 (a)). Es liegen Bereiche mit einer mittleren Korngröße von 3 bis 4 und wenige große Körner der Größe 0 bis 0,5 nach DIN EN ISO 643 [166] vor. Die im geätzten Gefügebild teilweise farbig schimmernden Ausscheidungen (Abbildung 4.1.3 (b)) sind Titan-Karbonitride, welche eine Ausdehnung von bis zu 10 µm annehmen. Die im Bildanhang in den Abbildungen C.0.4 und C.0.5 dargestellten EDX-Elementverteilungen zeigen, dass im Bereich dieser Ausscheidungen zusätzlich Niob und Molybdän angereichert vorliegen. Die Korngrenzen sind dicht mit Karbiden belegt.

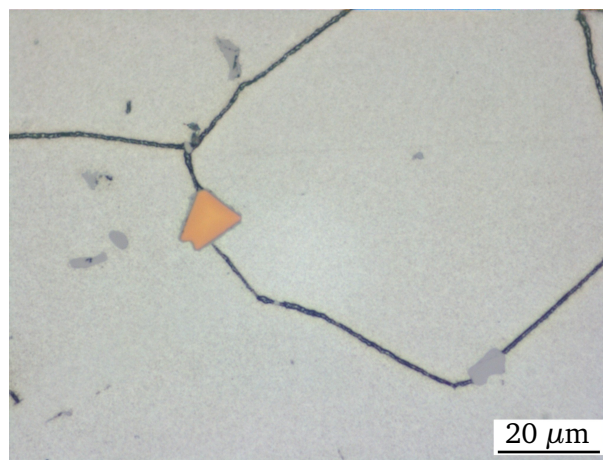
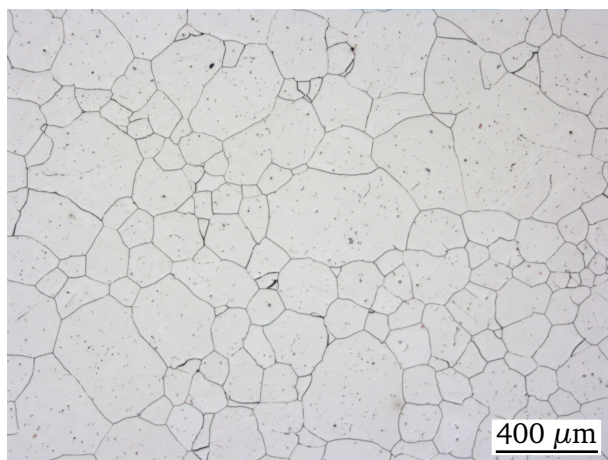


Abbildung 4.1.3: Kornstruktur (a) und Korngrenzenbelegung (b) der untersuchten Nimonic 101 Nickelbasislegierung

In Analogie zum Nimonic 80A lassen EDX-Spektren und EDX-Elementverteilungen den Schluss zu, dass es sich dabei vorrangig um Chrom-Karbide vom Typ $M_{23}C_6$ handelt. Die γ' -Struktur des Nimonic 101

kann am Rasterelektronenmikroskop charakterisiert werden (Abbildung 4.1.4). Die γ' -Ausscheidungen liegen als globulare, in der γ -Matrix gleichmäßig verteilte Ausscheidungen mit einer mittleren Größe von 30 nm vor. Ihr Volumenanteil beträgt ungefähr 11 %. Die vorliegende γ/γ' -Struktur des Nimonic 101 entspricht somit der Erwartung [4, 168].

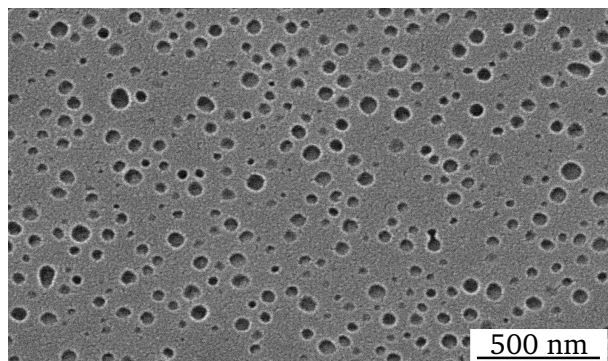


Abbildung 4.1.4: Ausbildung der γ' -Ausscheidungen beim Nimonic 101

Die chemische Zusammensetzung, die Wärmebehandlung und die Mikrostruktur der untersuchten Schmelzen entsprechen den in Normen und Literaturstellen dokumentierten Anforderungen von handelsüblichem Nimonic 80A und Nimonic 101. Demnach können die nachfolgenden Ergebnisse auf das schmelzenübergreifende Werkstoffverhalten der Legierungen übertragen werden.

4.2 Isotherme Basischarakterisierung der Versuchswerkstoffe

Im Anschluss an die Charakterisierung der Mikrostruktur sollen die mechanischen Eigenschaften der vorliegenden Schmelzen in Norm- und Literaturdaten eingeordnet werden. Zu diesem Zweck sind isotherme Warmzug-, Kriech- und Glühversuche vorgesehen. Neben der allgemeinen Bewertung der Eigenschaften dienen die gewonnenen Ergebnisse dem Aufbau bzw. der Erweiterung einer für die Modellierung des Verformungsverhaltens benötigten Datenbasis. Anhand von Gefügeanalysen und Thermo-Calc Rechnungen sollen zudem die in der Literatur teils unterschiedlich diskutierten, mikrostrukturellen Ursachen der Volumenkontraktion untersucht werden.

4.2.1 Elastisch-plastisches Werkstoffverhalten

Die mithilfe genormter Warmzugversuche [158] ermittelten Festigkeitskennwerte sind im Anhang D in Tabelle D.0.1 für einen Temperaturbereich von 550 bis 650 °C für den Nimonic 80A sowie bis 700 °C für den Nimonic 101 aufgelistet. Die Warmzugfestigkeit R_m und die Warmstreckgrenze $R_{p0,2}$ der Nimonic 80A Schmelze liegen im geprüften Temperaturbereich deutlich oberhalb der genormten Mindestanforderungen der DIN EN 10269 [165] (Abbildung 4.2.1 (a)). Erwartungsgemäß nimmt die Festigkeit mit steigender Temperatur ab, während die Bruchdehnung und damit die Duktilität zunimmt. Die Steifigkeit verringert sich ebenfalls mit steigender Temperatur, verbleibt jedoch im Vergleich mit warmfesten Stahlwerkstoffen auf einem hohen Niveau. Die in der DIN EN 10302 [170] genormten Mindestanforderungen der 0,2 %-Warmstreckgrenze werden von der untersuchten Nimonic 101 erreicht (Abbildung 4.2.1 (b)).

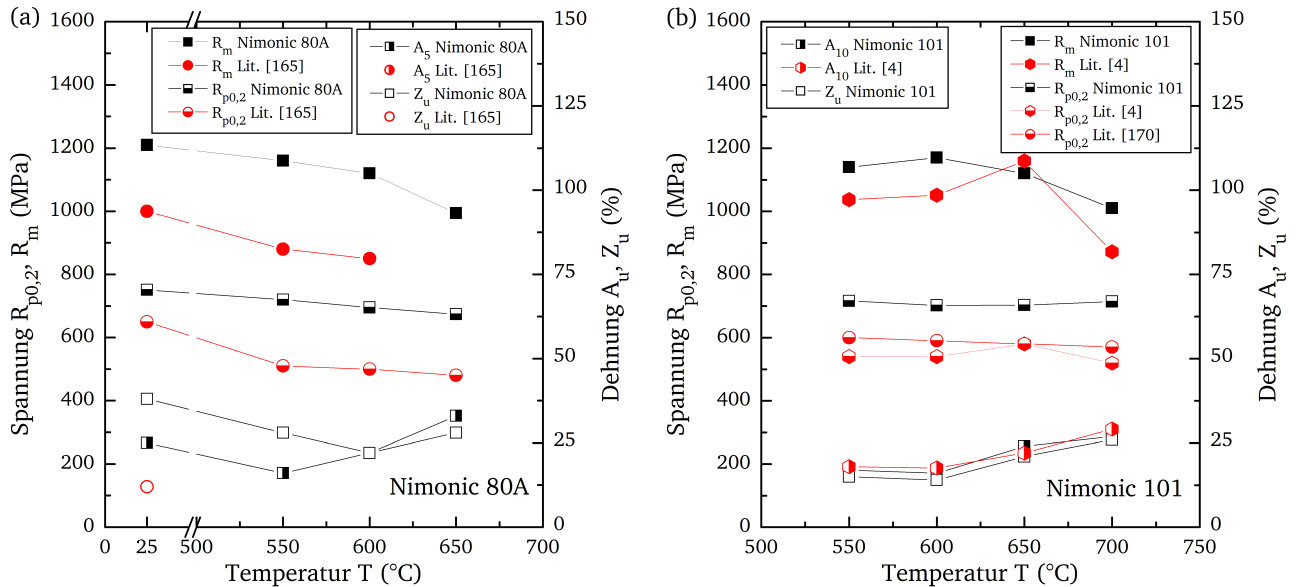


Abbildung 4.2.1: Warmstreckgrenze, Warmzugfestigkeit, Bruchdehnung sowie Brucheinschnürung der Warmzugversuche am Nimonic 80A im Vergleich mit den Mindestanforderungen der DIN EN 10269 [165] (a) und am Nimonic 101 mit Literaturdaten aus [4]

Im Vergleich mit Ergebnissen aus [4] nehmen die Festigkeiten der untersuchten Schmelze tendenziell höhere Werte an. Die Bruchdehnungskennwerte sind vergleichbar. Der Festigkeitsunterschied ist auf die unterschiedlichen Wärmebehandlungen zurückzuführen. Die in [4] untersuchte Schmelze wurde im Gegensatz zu der aktuell betrachteten Schmelze mit einer 2-stufigen Auslagerung bei 650 °C für 24 h sowie bei 760 °C für 8 h wärmebehandelt. Die unübliche „Tief-Hoch“-Auslagerung zielt auf eine höhere Duktilität im Langzeitverhalten ab, reduziert jedoch die Festigkeitskennwerte entsprechend [4]. Die Warmstreckgrenze ist bei beiden Schmelzen nur geringfügig von der Temperatur abhängig. Dagegen lässt sich bei der Warmzugfestigkeit bis 600 bzw. 650 °C zunächst ein Anstieg der Festigkeit beobachten, bevor die Kennwerte schließlich abfallen. Es ist zu vermuten, dass diese Festigkeitssteigerung auf eine zusätzliche Aushärtung bei der entsprechenden Prüftemperatur zurückzuführen ist.

Für die Modellierung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens werden die Fließkurven der Warmzugversuche benötigt. In der Abbildung 4.2.2 (a) sind die Spannungs-Dehnungs-Kurven für den Nimonic 80A dargestellt, wobei erneut die abnehmende Festigkeit und die zunehmende Verformbarkeit bei steigender Temperatur deutlich werden. Die Fließkurven der Warmzugversuche am Nimonic 101 (Abbildung 4.2.2 (b)) zeigen eine vergleichbare Tendenz. Der Versuch bei 700 °C zeigt außerdem eine ausgeprägte Abhängigkeit von der Abzugsgeschwindigkeit. Der Wechsel der Dehngeschwindigkeit von 0,5 auf 5 %/Minute nach Erreichen einer plastischen Verformung von 1,2 % führt zu einer zwischenzeitlich stärkeren Verfestigung. Dieser Effekt tritt ebenso bei den anderen Warmzugversuchen auf, ist jedoch aufgrund der Darstellung nur eingeschränkt zu erkennen.

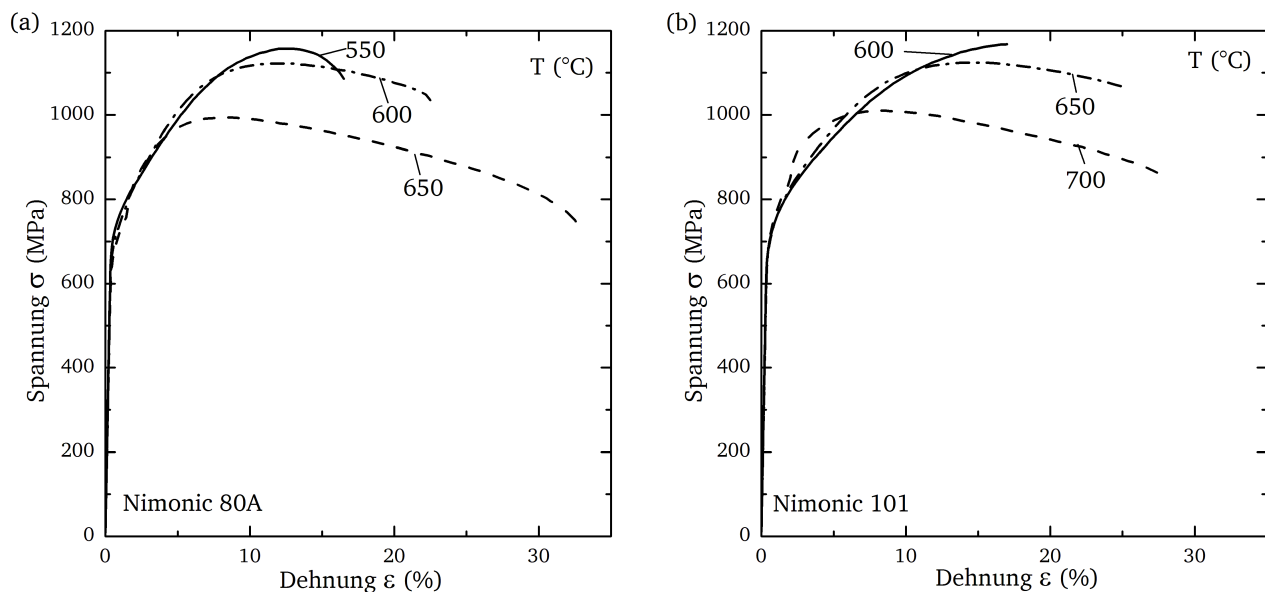


Abbildung 4.2.2: Spannungs-Dehnungs-Kurven der Warmzugversuche am Nimonic 80A (a) und Nimonic 101 (b)

4.2.2 Kriechverhalten

Das isotherme Zeitstandverhalten der Werkstoffe wird über Kriechversuche nach DIN EN ISO 204 [37] charakterisiert. Die Genauigkeit der Dehnungsmessung im Primär-Kriechbereich ist für die nachfolgende Modellierung von großer Bedeutung. Aus diesem Grund erfolgen alle Kriechversuche zunächst mit kontinuierlicher Dehnungsmessung. Lediglich Langzeitversuche mit einer Laufzeit von über 1.000 h werden nach Erreichen der minimalen Kriechgeschwindigkeit mit der unterbrochenen Vielprobenprüftechnik fortgesetzt. Der untersuchte Temperaturbereich reicht von 550 bis 700 °C, wobei mindestens sechs verschiedene Spannungsniveaus je Temperatur geprüft werden. Die Charakterisierung der Zeitstandeigenschaften erfolgt in der Regel bei Spannungen, die erwartete Bruchzeiten zwischen 500 und 30.000 h aufweisen. Dies erlaubt letztlich eine gesicherte Extrapolation der Zeitstandeigenschaften hin zu realen Auslegungszeiten von bis 100.000 h [171, 172]. In Verbindungselementen wie Schraubenbolzen liegen jedoch niedrigere Spannungen vor. Um die Werkstoffmodelle auch bei diesen Spannungen zu ertüchtigen, ist je ein Versuch pro Temperatur bei Spannungen im Bereich der Relaxationsrestspannung nach 3.000 h vorgesehen (vgl. Abschnitt 4.3).

Die Kriechkurven des Nimonic 80A staffeln sich erwartungsgemäß in Abhängigkeit der Spannung und der Temperatur (Abbildung 4.2.3). Allerdings überschreiten die hohen Spannungen bei 550 °C die 0,2 %-Warmstreckgrenzen, sodass es bereits während der Belastungsphase zu signifikanten plastischen Anfangsverformungen der Proben kommt. Die in den Diagrammen mit Pfeilen gekennzeichneten Versuche laufen zum Zeitpunkt der Anfertigung dieser Arbeit und haben eine maximale Laufzeit von 14.000 h erreicht.

Außerdem weisen die Versuche bei 550 und 600 °C und hohen Prüfspannungen eine zweite Verfestigung auf, die zu einem leichten „Doppel-S-Schlag“ in der logarithmischen Auftragung führt. Eine solche zweite Verfestigung konnte bereits in [173] am Alloy 625 C beobachtet werden. Demnach bilden sich zeit- und temperaturabhängig festigkeitssteigernde Ausscheidungen wie die γ' -Phase aus, welche den Kriechwiderstand erhöhen. Bei niedrigen Spannungen und hohen Temperaturen kann eine zweite Verfestigung

auf die Oxidbildung an der Probenoberfläche und innerhalb möglicher Kriechrisse zurückgeführt werden, infolge dessen es zu einer Lastübernahme der Oxide, zu einer Abrundung der Risspitze sowie zur Bildung von festigkeitssteigernden Nitriden und Chrom-Karbiden in der oberflächennahen Matrix kommt [74, 174]. Im untersuchten Temperaturbereich konnte jedoch keine signifikante Oxidation der Probenoberflächen beobachtet werden.

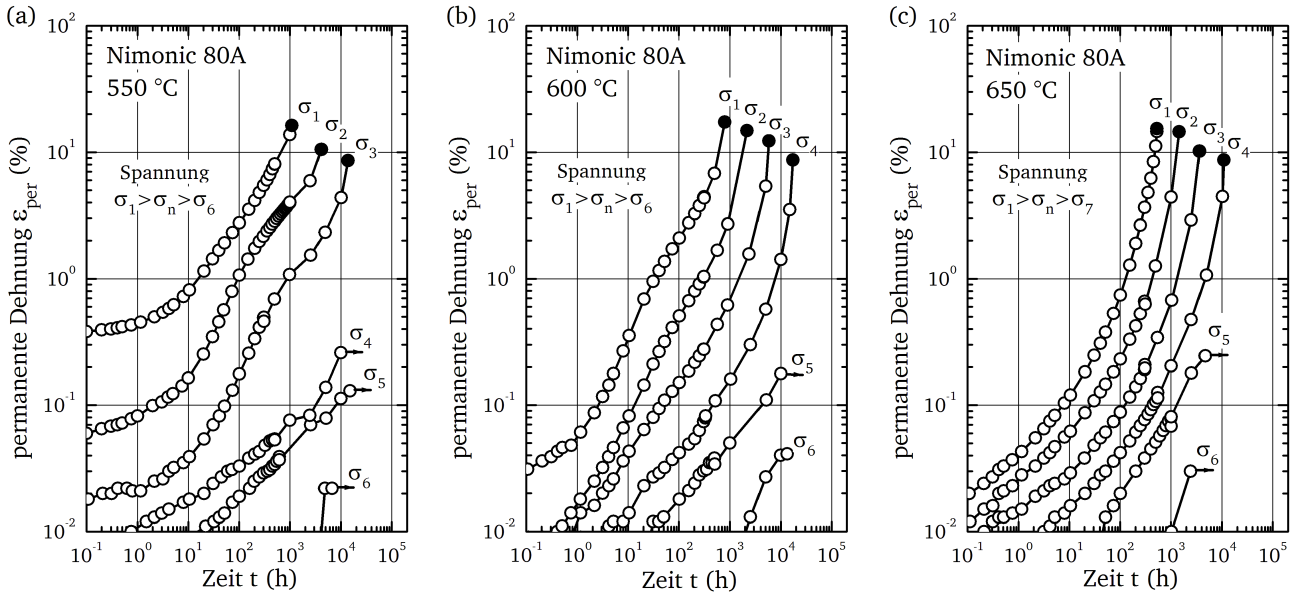


Abbildung 4.2.3: Kriechkurven des Nimonic 80A bei 550 (a), 600 (b) und 650 °C (c)

Die Zeitbruchdehnung nimmt mit steigender Versuchslaufzeit der Kriechversuche ab. Es wird vermutet, dass dies auf den zunehmenden Anteil des Korngrenzgleitens an der Gesamtverformung zurückzuführen ist. Korngrenzgleiten beschleunigt die Rissinitiation und führt zu spröderem Werkstoffverhalten [2].

Die Kriechkurven der Nickelbasislegierung Nimonic 101 weisen bei 600 und 650 °C ebenfalls signifikante plastische Anfangsdehnungen auf (Abbildung 4.2.4). Anschließend zeigen die Kriechkurven zunächst einen verhältnismäßig flachen Verlauf. Erst ab ungefähr 1.000 h beschleunigt sich die Kriechgeschwindigkeit deutlich. Dieses Verhalten ist bei niedrigen Spannungen und hohen Temperaturen nicht in der Form zu beobachten.

Die Einordnung der mit der Spannung σ_x normierten Zeitstandfestigkeiten der untersuchten Schmelzen in Literaturdaten erfolgt anhand von Zeitstandschaubildern (Abbildung 4.2.5). Zur besseren Vergleichbarkeit werden Mittelwertkurven der Zeitstandfestigkeiten mithilfe des Manson-Brown Zeit-Temperatur-Parameters erstellt. Diese zeigen im Vergleich mit dem Larson-Miller-Parameter eine genauere Abbildung der Zeitstandfestigkeiten, besonders bei Berücksichtigung der Warmzugfestigkeit. Der Manson-Brown-Parameter errechnet sich aus

$$PMB = \frac{\log_{10}(t_u) - \log_{10}(t_a)}{\left[\frac{T + 273 - T_a}{1000} \right]^{R_{MB}}} = B_0 + B_1 \cdot (\sigma^{m_{MB}}) + B_2 \cdot (\sigma^m)^2 \quad (4.2.1)$$

mit den Parametern m_{MB} , t_a und R_{MB} sowie den Konstanten des Spannungspolynoms zweiten Grades B_0 , B_1 und B_2 [175]. Um einen direkten Vergleich zu ermöglichen, werden lediglich die Zeitstandfestigkeiten der aktuell untersuchten Schmelzen für die Parameteranpassung herangezogen.

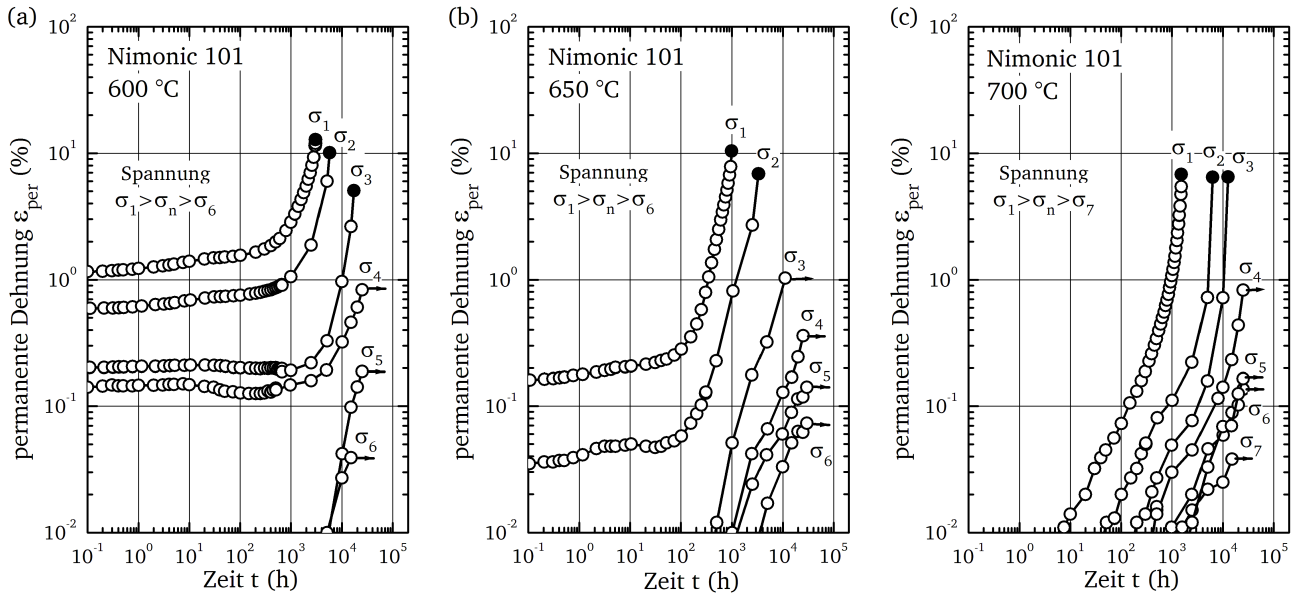


Abbildung 4.2.4: Kriechkurven des Nimonic 101 bei 600 (a), 650 (b) und 700 °C (c)

Die Zeitstandfestigkeiten des Nimonic 80A stimmen mit den genormten Anhaltswerten der DIN EN 10269 [165] gut überein. Bei 550 °C weist die aktuelle Schmelze leicht höhere Festigkeitswerte im Vergleich zur Norm auf. Zur Einordnung der Nimonic 101-Schmelze werden Literaturdaten aus [4] berücksichtigt, die bereits bei der Auswertung der Warmzugversuche mit einbezogen wurden. Die Zeitstandfestigkeiten der in [4] untersuchten Schmelze sind bei den Prüftemperaturen geringer im Vergleich zur aktuellen Schmelze. Als Ursache ist, die unterschiedliche Wärmebehandlung zu nennen, die auf eine hohe Duktilität im Langzeitbereich abzielte und mit der ein Verlust an Festigkeit einhergeht. Die Zeitstandfestigkeiten verdeutlichen zudem, dass der Nimonic 101 im Vergleich zum Nimonic 80A einen deutlich höheren Kriechwiderstand aufweist.

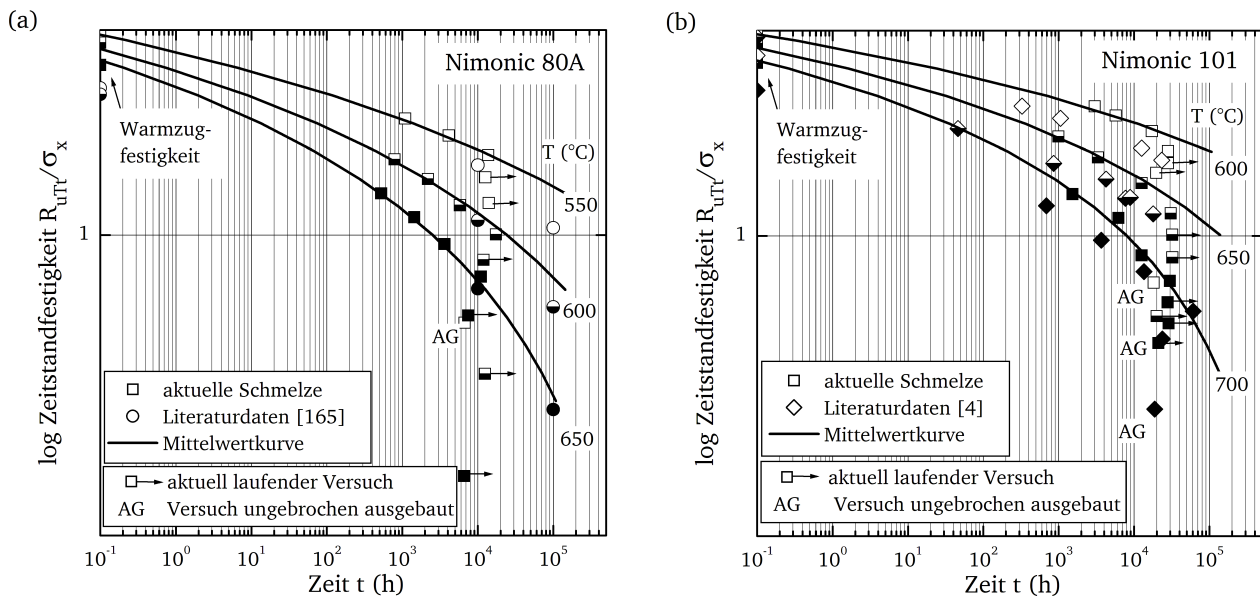


Abbildung 4.2.5: Mittelwertkurven der Zeitstandfestigkeiten des Nimonic 80A (a) und Nimonic 101 (b)

4.2.3 Kontraktionsverhalten

Neben dem elastisch-plastischen Werkstoffverhalten und der Kriechverformung müssen bei Nickelbasiswerkstoffen die metastabilen Gefügeveränderungen der Volumenkontraktion mit berücksichtigt werden. Die zeitliche Entwicklung der Volumenkontraktion wurde für die Legierungen Nimonic 80A und Nimonic 101 bereits in vorangegangenen Dissertationen an der TH Darmstadt mittels diskontinuierlicher Messung von Glühproben für einen weiten Temperaturbereich bestimmt [3–5]. Im Rahmen dieser Arbeit wird lediglich anhand ausgewählter Vergleichsversuche die Übertragbarkeit der Literaturdaten auf die aktuellen Schmelzen überprüft. Ein Glühversuch am Nimonic 80A mit kontinuierlicher Dehnungsmessung soll, ergänzend zu der üblicherweise diskontinuierlichen Messung der Volumenkontraktion den Einfluss des regelmäßigen Abkühlens während der diskontinuierlichen Messmethode klären.

Die gemessene Kontraktion am Nimonic 80A bei 450 °C stimmt im Rahmen der Messunsicherheit gut mit den Literaturdaten aus [3] überein (Abbildung 4.4.10 (a)). Die dargestellte Messunsicherheit leitet sich aus der Genauigkeit der Längenmessung der Glühproben ab. Die kontinuierlich bestimmte negative Dehnung erreicht ebenfalls vergleichbare Werte, sodass ein signifikanter Einfluss der Zwischenabkühlungen auf die Ausprägung der Volumenkontraktion ausgeschlossen werden kann.

Die Glühprobe zur Einordnung der aktuellen Nimonic 101-Schmelze in Literaturdaten erreicht nach 8.000 h bei 550 °C eine negative Dehnung von -0,026 % (Abbildung 4.4.10 (b)). Somit kontrahiert die aktuelle Schmelze zwar weniger im Vergleich zu [5], im Rahmen der Messunsicherheit können die Literaturdaten jedoch für die nachfolgenden Auswertungen und die Modellierung herangezogen werden. Die maximale Volumenkontraktion stellt sich beim Nimonic 101 in einem Temperaturbereich von 400 bis 600 °C ein. Die Ausprägung der Volumenkontraktion ist im Vergleich zum Nimonic 80A geringer.

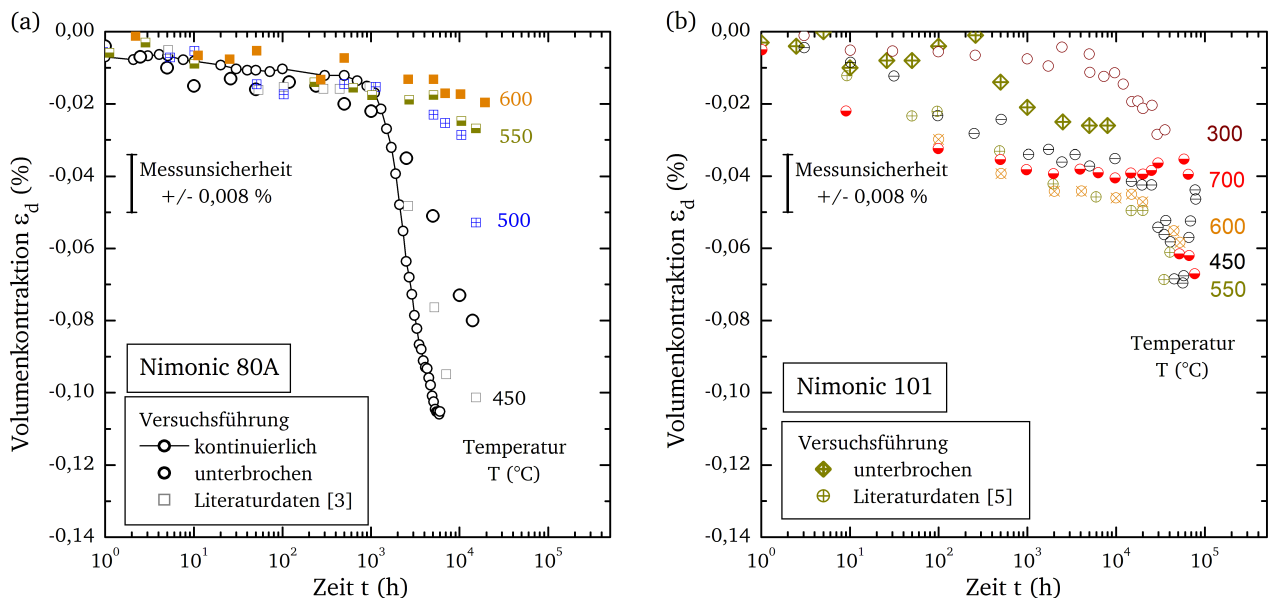


Abbildung 4.2.6: Volumenkontraktion des Nimonic 80A (a) und Nimonic 101 (b) im Vergleich zu Literaturdaten

Ein Mechanismus, der zur Volumenkontraktion beiträgt, ist die Ausbildung von Ordnungsstrukturen in der γ -Mischkristallmatrix (vgl. Abschnitt 2.5.1) [98]. Die in [101] veröffentlichte Änderung des Gitterparameters infolge der Bildung solcher geordneter Gefügedomänen beim Nimonic 80A (vgl. Abschnitt 2.5.1, Abbildung 2.5.3) lässt nach 10.000 h Auslagerung bei 450 °C auf eine Volumenkontraktion von

ungefähr -0,03 % schließen. Maximal werden nach 30.000 h -0,126 % erreicht. Die Glühprobe am Nimonic 80A weist jedoch bereits nach knapp 10.000 h Auslagerung bei 450 °C eine Volumenkontraktion von -0,110 % auf. Ordnungsvorgänge können somit die beobachtete Kontraktion nur teilweise begründen.

Ein weiterer Erklärungsansatz besteht in der Verringerung des Gesamtgitterparameters durch die temperaturabhängige Änderung des γ/γ' -Volumenverhältnisses sowie deren chemischer Zusammensetzung [28]. Zur Überprüfung der Annahme sind in Tabelle 4.2.1 die mithilfe des REM bzw. HREM bestimmten Volumenanteile V der beiden Phasen aufgeführt. Die Auswertung erfolgt an der bei 450 °C für 6.000 h ausgelagerten Glühprobe mit einer gemessenen Volumenkontraktion von -0,110 %. Beim Nimonic 101 wird die Glühprobe, welche bei 550 °C ausgelagert wurde, für die Charakterisierung des transienten Werkstoffverhaltens benötigt. Aus diesem Grund erfolgt die Bestimmung des γ/γ' -Volumenverhältnisses an einem unbelasteten Gewindestück einer für 17.200 h bei 600 °C ausgelagerten Zeitstandprobe. Gemäß Abbildung 4.4.10 (b) sollte die Probe eine Volumenkontraktion von -0,03 bis -0,05 % aufweisen.

Zum Vergleich sind in Tabelle 4.2.1 die mithilfe des Programms Thermo-Calc [155] berechneten theoretischen Phasenverteilungen aufgeführt. Die Bestimmung basiert auf der Datenbank TCNI6 für Nickelbasislegierungen [176]. Zur Vereinfachung wird von einem reinen Zweiphasen-Gefüge aus γ und γ' ausgegangen. Die Karbide nehmen einen vergleichsweise geringen Volumenanteil ein und werden vernachlässigt. Eine Schwierigkeit bei der Berechnung der Phasenanteile mit Thermo-Calc stellt die Definition des Ausgangszustandes (AZ) dar. Die Legierungen wurden im Anschluss an das Lösungsglühen zwei- bzw. einstufig ausgelagert. Das Gefüge bildete sich während dieser Auslagerungsstufen und wurde infolge des Abkühlens auf Raumtemperatur eingefroren. Für den Nimonic 101, der mit lediglich einer Auslagerungsstufe wärmebehandelt wurde, kann demnach die Phasenverteilung bei 850 °C als Ausgangszustand angenommen werden. Der Nimonic 80A wurde zunächst bei 850 °C und anschließend in einer zweiten Stufe bei 710 °C ausgelagert. In [28] konnte gezeigt werden, dass als Ausgangszustand einer zweistufigen Auslagerung in erster Näherung der Gefügezustand beim Mittelwert der beiden Temperaturen herangezogen werden kann. Beim Nimonic 80A wird daher 780 °C zur Definition des Ausgangszustandes mittels Thermo-Calc eingesetzt.

Tabelle 4.2.1: Volumenanteile der γ - und γ' -Phase im Ausgangszustand und nach der Auslagerung bei 450 °C bzw. 600 °C

	Nimonic 80A					Nimonic 101			
	Thermo-Calc		REM			Thermo-Calc		REM	
	γ	γ'	γ	γ'		γ	γ'	γ	γ'
AZ, 780 °C	82,1	17,9	89,2	10,8	AZ, 850 °C	79,0	21,0	88,7	11,3
450 °C	73,7	26,3	88,8	11,2	600 °C	69,4	30,6	86,1	13,9
Volumenanteil V in (%)									

Die REM-Auswertungen zeigen (Tabelle 4.2.1), dass die Auslagerungen bei 450 °C bzw. 600 °C zu einer leichten Zunahme des γ' -Volumenanteils führen. Grundsätzlich scheint die Zunahme plausibel [28] auch wenn die Änderung im Bereich der Messunsicherheit der stereologischen Bestimmung der Phasenanteile liegt. Im Gegensatz zu [28] unterscheiden sich die gemessenen Phasenanteile jedoch sowohl beim Nimonic 80A als auch beim Nimonic 101 von den theoretisch berechneten Werten. Thermo-Calc betrachtet stets den thermodynamische Gleichgewichtszustand. Die reale Ausbildung des Gefüges unterliegt jedoch zusätzlich kinetischen Randbedingungen. Die Ergebnisse lassen demnach den Schluss

zu, dass die Dauer Wärmebehandlungsstufen und der anschließenden isothermen Auslagerung nicht ausreicht, um den thermodynamischen Gleichgewichtszustand einzustellen. Zudem kommt beim Nimonic 101 erschwerend hinzu, dass sich neben γ , γ' und den genannten Chrom- bzw. Ti-Karbid eine Cr-reiche σ -Phase ausbildet. Somit ist die Annahme, dass ein reines Zweiphasen-Gefüge vorliegt, nur noch bedingt zulässig.

Die Gitterparameter der γ -Matrix a_γ und der γ' -Ausscheidungen $a_{\gamma'}$ können mithilfe der Vegardschen Regel empirisch berechnet werden [177, 178]. Neben der Änderung der Volumenanteile müssen die temperaturabhängigen chemischen Zusammensetzungen der Phasen berücksichtigt werden. Der Gesamtgitterparameter a_{gesamt} ergibt sich schließlich aus:

$$a_{\text{gesamt}} = a_\gamma \cdot V_\gamma + a_{\gamma'} \cdot V_{\gamma'} \quad . \quad (4.2.2)$$

In Tabelle 4.2.2 sind die Gesamtgitterparameter des Nimonic 80A und Nimonic 101 im Ausgangszustand und nach der isothermen Auslagerung aufgeführt. Neben der theoretischen Betrachtung mit Thermo-Calc kann der Gitterparameter mittels Röntgenbeugung (XRD) bestimmt werden. Der Gesamtgitterparameter ergibt sich in diesem Fall aus dem Volumenanteil der REM-Messungen sowie den mittels XRD bestimmten Gitterparametern der γ - und γ' -Phase.

Berechnete und gemessene Gesamtgitterparameter des Nimonic 80A stimmen hinreichend gut überein. Die isotherme Auslagerung führt demnach zu einer mittleren prozentualen Verringerung von -0,060 %. Die Volumenänderung der γ - und γ' -Phase sowie die Änderung der chemischen Zusammensetzung der beiden Phasen tragen damit entscheidend zur Volumenkontraktion bei. Im Gegensatz zum Nimonic 80A unterscheiden sich die berechneten und die gemessenen Gesamtgitterparameter beim Nimonic 101 deutlich (vgl. Tabelle 4.2.2). Während die experimentell bestimmte, prozentuale Abnahme im Bereich der mittels der Glühversuche gemessenen Volumenkontraktion liegt, überschätzt die Berechnung mit Thermo-Calc die Verringerung des Gesamtgitterparameters. Dieser Unterschied konnte in der vorliegenden Arbeit nicht abschließend geklärt werden. Es ist jedoch zu vermuten, dass er auf die vereinfachte Annahme des reinen γ/γ' -Zweiphasengefüge zurückzuführen ist.

Tabelle 4.2.2: Gesamtgitterparameter von γ - und γ' -Phase im Ausgangszustand und nach der Auslagerung

	Nimonic 80A			Nimonic 101	
	Thermo-Calc	REM + XRD		Thermo-Calc	REM + XRD
$a_{\text{AZ}, 780^\circ\text{C}}$ (pm)	356,5	356,1	$a_{\text{AZ}, 850^\circ\text{C}}$ (pm)	358,3	358,1
$a_{450^\circ\text{C}}$ (pm)	356,3	355,9	$a_{600^\circ\text{C}}$ (pm)	357,7	357,9
Änderung (%)	-0,065	-0,053	Änderung (%)	-0,176	-0,044

Die Änderung der Karbidstruktur wird ebenfalls als mögliche Ursache der Volumenkontraktion diskutiert [28, 103] (vgl. Abschnitt 2.5.1). Mithilfe des Rasterelektronenmikroskops konnten allerdings keine signifikanten Unterschiede der Karbidstruktur des Nimonic 80A und Nimonic 101 festgestellt werden. Nach [28] dominieren diese Karbidumwandlungen erst nach Laufzeiten von über 10.000 h (vgl. Abschnitt 2.5.1, Abbildung 2.5.4). Zudem sind die in der vorliegenden Arbeit untersuchten Auslagerungstemperaturen verhältnismäßig niedrig. Der Anteil der Karbidumwandlung an der Gesamtvolumenkontraktion wird daher für die untersuchten Proben als gering eingeschätzt.

Zusammenfassend beruht die Volumenkontraktion auf einem Zusammenwirken der genannten mikrostrukturellen Ursachen. Zunächst bilden sich geordnete Bereiche in der Mischkristallmatrix aus. Dem überlagert wächst der γ' -Volumenanteil. In Verbindung mit der temperaturabhängigen chemischen Zusammensetzung von γ - und γ' -Phase verringert sich der Gitterparameter, infolgedessen es zur makroskopischen Volumenkontraktion kommt. Im Langzeitbereich wachsen die geordneten Zonen und führen so zur fortlaufenden Volumenkontraktion.

Das isotherme Verformungsverhalten der Nickelbasislegierungen Nimonic 80A und Nimonic 101 konnte mit den durchgeführten Warmzug-, Kriech- und Glühversuchen experimentell charakterisiert und erfolgreich in vorhandene Vergleichsdaten eingeordnet werden. Die hier gewonnenen Daten und Erkenntnisse können somit bei der Modellierung des Werkstoffverhaltens im Abschnitt 5 weiterführend herangezogen werden.

Die in der Literatur teils unterschiedlich diskutierten mikrostrukturellen Ursachen der Volumenkontraktion konnten anhand von Thermo-Calc Berechnungen und Auswertungen am REM bewertet werden. Demnach bewirkt das Zusammenwirken der Bildung von geordneten Gefügebereichen und der Änderung des γ/γ' -Volumenverhältnisses sowie deren chemischer Zusammensetzung eine Änderung der Dichte der untersuchten Nickelbasiswerkstoffe und folglich eine entsprechende Volumenkontraktion.

4.3 Isotherme Spannungsrelaxation

Im Anschluss an die isotherme Charakterisierung des Verformungsverhaltens der Nickelbasiswerkstoffe wird im nachfolgenden Abschnitt das isotherme Relaxationsverhalten untersucht. Anhand einachsiger Versuche mit kontinuierlicher Dehnungsregelung und Schraubenverbindungsmodellen werden die Relaxationseigenschaften und Restspannungen bestimmt und mit Literaturdaten verglichen. Inwieweit anelastische Dehnungen zusätzlich zu berücksichtigen sind, sollen Kurzzeitrelaxationsversuche eingrenzen. Zudem werden anhand kontinuierlicher Relaxationsversuche die maßgeblich zur Spannungsrelaxation beitragenden Verformungsmechanismen diskutiert.

4.3.1 Einachsige Relaxation

Die Untersuchung des isothermen Relaxationsverhaltens der Werkstoffe erfolgt zunächst anhand genormter, kontinuierlicher Spannungsrelaxationsversuche [111] mit einer konstanten Solldehnung von 0,15 %. Anhand der ebenfalls kontinuierlich aufgezeichneten Prüfkraft lässt sich der zeitliche Spannungsverlauf ableiten (Abbildung 4.3.1 (a)). Der Spannungsabfall staffelt sich beim Nimonic 80A erwartungsgemäß temperaturabhängig. Während bei 550 °C nahezu keine Spannungsrelaxation zu beobachten ist, verringert sich die Spannung bei 650 °C um mehr als die Hälfte des Ausgangswertes innerhalb der Versuchszeit von 3.500 h.

Die isotherme Charakterisierung des Relaxationsverhaltens erfolgt am Nimonic 101 bei 600, 650 und 700 °C (Abbildung 4.3.1 (b)). Im Gegensatz zum Nimonic 80A ist bei 600 °C ein signifikanter Spannungsanstieg innerhalb der ersten 6.000 h zu beobachten. Lediglich bei 700 °C dominieren Kriechverformungen, sodass es zu einem Spannungsabfall kommt. Die kontinuierliche Regelung des Dehnungswertes der Relaxationsversuche kompensiert eine Verkürzung der Probe infolge der Volumenkontraktion durch eine Erhöhung der Prüfkraft, bis der Solldehnungswert wieder eingestellt ist. In Temperaturbereichen, in denen die Volumenkontraktion die Kriechdehnung übersteigt, kommt es somit zu einem

Spannungsanstieg bei kontinuierlicher Versuchsführung. Andere Autoren berichten ebenso von signifikanten Spannungsanstiegen bei Relaxationsversuchen am Nimonic 101 [4, 110]. Diese Auswirkungen der Volumenkontraktion auf das Relaxationsverhalten sollen im Abschnitt 6.2 mithilfe numerischer Methoden abgebildet werden. Im Vergleich zum Nimonic 80A weist der Nimonic 101 einen maßgeblich höheren Relaxationswiderstand auf.

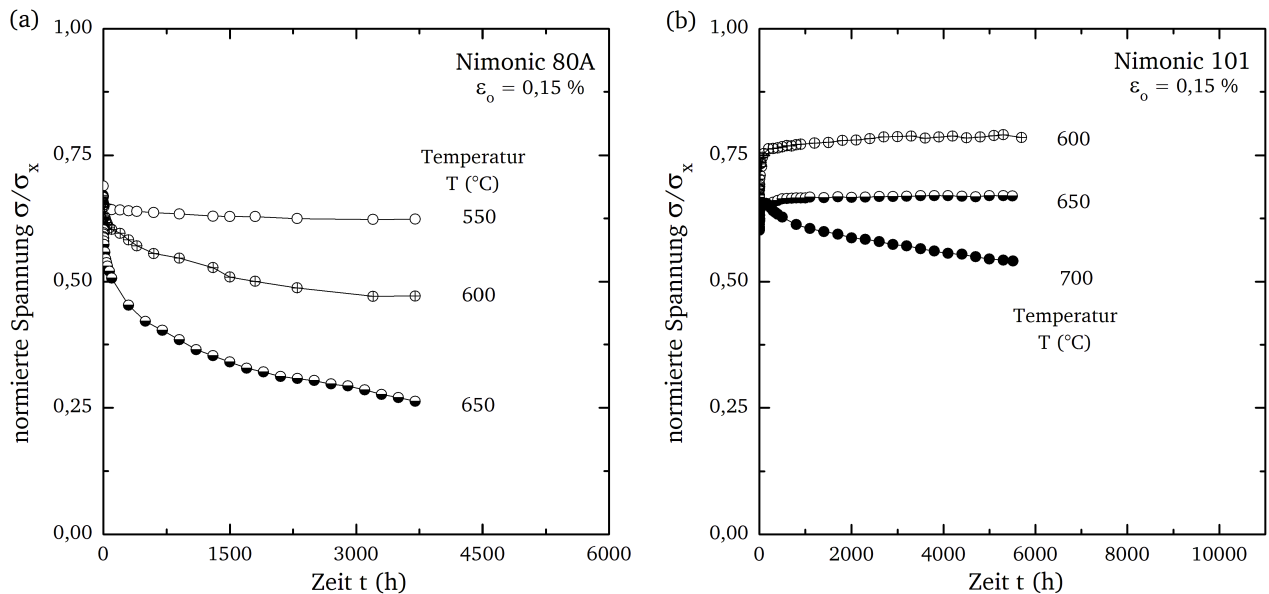


Abbildung 4.3.1: Verlauf der Spannungsrelaxation kontinuierlicher Relaxationsversuche am Nimonic 80A (a) und Nimonic 101 (b)

Der Spannungsverlauf der Relaxationsversuche kann über das hookeschen Gesetz und die Korrektur der zeitabhängigen Volumenkontraktion in einen zeitlichen Verlauf der Kriechdehnung überführt werden (vgl. Abschnitt 2.6.1). Somit ist eine spannungsabhängige Gegenüberstellung dieser berechneten Kriechgeschwindigkeiten der Relaxationsversuche mit den minimalen Kriechgeschwindigkeiten der konventionellen Kriechversuche möglich (Abbildung 4.3.2 (a)). Erwartungsgemäß ist die Kriechgeschwindigkeit zu Beginn der Relaxationsversuche deutlich größer als die minimale Kriechgeschwindigkeit und erst mit zunehmender Spannungsrelaxation nähern sich die Kriechgeschwindigkeiten an. In [123] konnte ein vergleichbares Werkstoffverhalten an einer Titan-Legierung und in [124] an einer Kupfer-Legierung beobachtet werden. Im Anfangsbereich des Relaxationsversuches treten bei der gewählten Anfangsspannung somit Primär-Kriechprozesse auf, welche die höheren Kriechgeschwindigkeiten erklären [124]. Einen weiteren Erklärungsansatz bieten der Kriechverformung überlagerte, anelastische Dehnungseffekte, die ebenfalls zu einer zeitabhängigen Spannungsrelaxation führen können [113, 114, 125] (vgl. Abschnitt 2.2). Deren Auswirkungen werden für die Nickelbasiswerkstoffe jedoch als vernachlässigbar gering eingeschätzt [3]. Diese Annahme soll im nachfolgenden Abschnitt noch einmal experimentell bestätigt werden.

Unter der Annahme, dass die Spannungsrelaxation maßgeblich durch Kriechprozesse hervorgerufen wird, können Verformungs-Mechanismus-Karten zur Diskussion der mikrostrukturellen Ursachen herangezogen werden (Abbildung 4.3.2 (b)). Die in [2, 22] veröffentlichte Karte für eine Nickellegierung mit einer Korngröße von $60\mu\text{m}$ ist dabei um den Betrag der Fließgrenze der untersuchten Nimonic 80A-Schmelze verschoben. Die Lage der Verformungsbereiche hängt von der Mikrostruktur und der Gefügestabilität ab, sodass die Darstellung lediglich eine schematische Einordnung erlaubt. Folg-

lich dominieren zu Beginn der Spannungsrelaxation die Mechanismen des Versetzungskriechens. Erst mit fortwährender Relaxation und abnehmender Spannung wechselt der Verformungsmechanismus zum Diffusionskriechen. Als entsprechende Grenze kann ein Spannungsexponent zwischen 1 und 2 angesehen werden [2, 74].

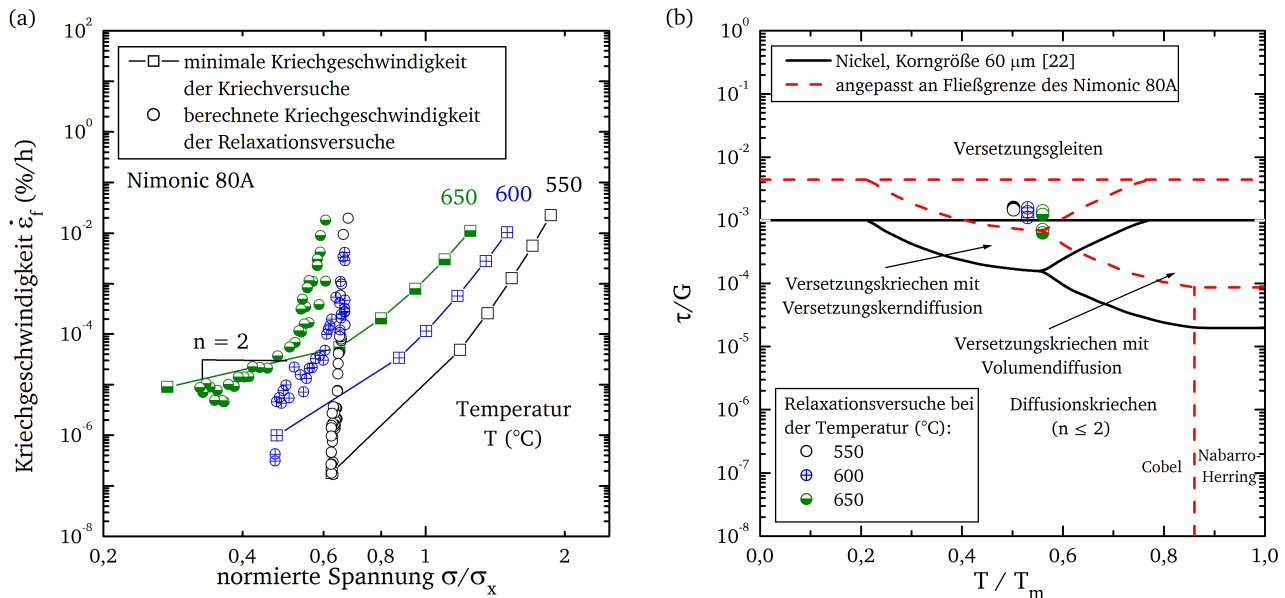


Abbildung 4.3.2: Vergleich von minimaler Kriechgeschwindigkeit konventioneller Kriechversuche mit berechneten Kriechgeschwindigkeiten der Relaxationsversuche am Nimonic 80A (a) sowie schematische Darstellung der Relaxationsspannungen in einer Verformungs-Mechanismus-Karte nach [2, 22] (b)

4.3.2 Kurzzeitrelaxationsversuche

Einige Literaturstellen führen anelastische Dehnungseffekte als maßgebende mikrostrukturelle Prozesse für den ersten kurzzeitigen Spannungsabfall der Relaxation an [24, 113, 114, 125]. Die im Rahmen der Kriechversuche durchgeführten Zwischenentlastungen (vgl. Abbildung 2.4.1) zeigten jedoch keine signifikanten anelastischen Dehnungen der beiden Nickelbasislegierungen auf. Bereits in [3, 4] werden die in Zeitstandversuchen gemessenen anelastischen Dehnungen ϵ_k aufgrund ihrer geringeren Ausprägung bei den untersuchten Nickelbasiswerkstoffen als vernachlässigbar eingeschätzt. Zur näheren Untersuchung des Einflusses der Belastungsgeschwindigkeit und des Messaufbaus werden schnell belastete kurzzeitige Relaxationsversuche am Nimonic 80A durchgeführt. Die Nimonic 80A-Versuchsschmelze liegt jedoch nur im begrenzten Umfang vor, sodass diese Kurzzeituntersuchungen an Ersatzstangenmaterial aus Nimonic 80A mit vergleichbaren Eigenschaften und einer vergleichbaren Mikrostruktur durchgeführt werden. Die Versuchsdurchführung richtet sich nach der in [24, 125] vorgeschlagenen Vorgehensweise (Abbildung 4.3.3 (a)). Die Solldehnung wird verhältnismäßig schnell aufgebracht und anschließend für eine definierte Haltezeit konstant geregelt. Im Anschluss wird die Probe zügig entlastet, wobei die Aufzeichnung der Dehnung nach dem Entlasten weiter fortgesetzt wird. Die Proben werden in dieser entlasteten Haltephase in Kraft-Null-Regelung gehalten. Die anelastische Rückdehnung entspricht schließlich der Differenz der Dehnung direkt nach der Entlastung und dem Dehnungswert am Ende der Haltezeit (vgl. Abbildung 4.3.3 (a)).

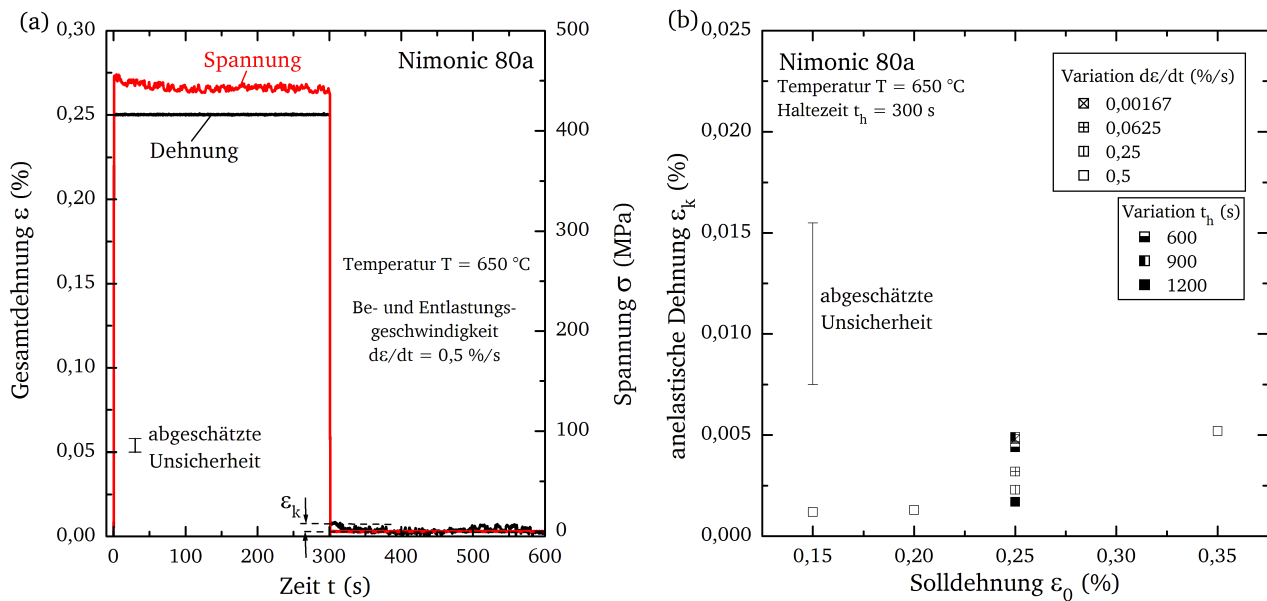


Abbildung 4.3.3: Dehnungs- und Spannungsverlauf eines Kurzzeitrelaxationsversuches am Nimonic 80A (a) und der Einfluss der Solldehnung ϵ_0 , der Haltezeit t_h und der Belastungsgeschwindigkeit auf die Ausprägung der anelastischen Rückdehnung des Nimonic 80A (b)

Die elastische Rückdehnung beträgt im exemplarisch dargestellten Versuch 0,006 % und liegt somit im Bereich der Messunsicherheit der Dehnung. Außerdem konnte innerhalb der Haltezeit von 300 s keine signifikante Spannungsrelaxation beobachtet werden. Die anelastische Dehnung scheint mit steigender Belastung zuzunehmen (Abbildung 4.3.3 (b)). Ähnliche Beobachtungen wurden bereits für Stahl- und Titan-Legierungen aber auch an den Nickelbasiswerkstoffen IN-738LC und Waspaloy dokumentiert [24, 26, 125, 179].

Eine eindeutige Beeinflussung der anelastischen Dehnung durch Variation der Belastungsgeschwindigkeit und der Länge der Haltezeit konnte für den Nimonic 80A im Gegensatz zu den genannten Veröffentlichungen jedoch nicht beobachtet werden (vgl. Abbildung 4.3.3 (b)). Ursache dafür könnte die insgesamt geringe Ausprägung sein. Die gemessene anelastische Dehnung liegt stets innerhalb der abgeschätzten Messunsicherheit der Dehnungsmessung. Die Kurzzeitrelaxationsversuche bestätigen somit, dass die anelastische Verformung bei der Beschreibung des Verformungsverhaltens der untersuchten Nickelbasiswerkstoffe vernachlässigt werden kann.

4.3.3 Schraubenverbindungsmodellversuche

Schraubenverbindungsmodellversuche nach DIN EN 10319-2 [161] ermöglichen die Charakterisierung des Relaxationsverhaltens unter anwendungsnahen Beanspruchungsbedingungen. Im Vergleich zu den kontinuierlichen Relaxationsversuchen berücksichtigen die Schraubenmodelle die elastische Rückfederung der zu verschraubenden Flanschteller. Die Versuche werden mit einer Solldehnung von 0,15 % durchgeführt. Die Auslagerung der Schraubenmodelle erfolgt bei den Temperaturen der kontinuierlichen Relaxationsversuche für 3.000 h beim Nimonic 80A und 10.000 h beim Nimonic 101. Auf die Versuchsdurchführung und die Bestimmung der Restspannung wurde bereits im Abschnitt 3.3.1 ausführlich eingegangen.

Die Restspannungen der Nimonic 80A Schraubenverbindungsmodelle stimmen mit den kontinuierlich gemessenen Spannungsverläufen gut überein (Abbildung 4.3.4 (a)). Lediglich bei 550 °C wird ein Unterschied zwischen beiden Messmethoden deutlich. Dieser ist auf die Auswirkung der Volumenkontraktion zurückzuführen. Unter der Annahme, dass die Volumenkontraktion in den untersuchten Werkstoffen isotrop auftritt und die einzelnen Komponenten aus demselben Material gefertigt sind, kontrahieren Hülse und Schraubenbolzen in gleiche Richtung und mit annähernd gleichem Betrag. Im Gegensatz zu dem im Abschnitt 4.3.1 beschriebenen Spannungsanstieg bei kontinuierlichen Versuchen wird die Restspannung der Schraubenverbindungsmodelle von der Volumenkontraktion daher nur geringfügig beeinflusst. Je höher die Kontraktionsneigung des Werkstoffes, desto stärker unterscheiden sich beide Prüfmethoden. Die Restspannungen der Nimonic 101 Schraubenverbindungsmodellversuche weisen demnach erwartungsgemäß im Vergleich zu den kontinuierlichen Versuchen kleinere Werte auf (Abbildung 4.3.4 (b)).

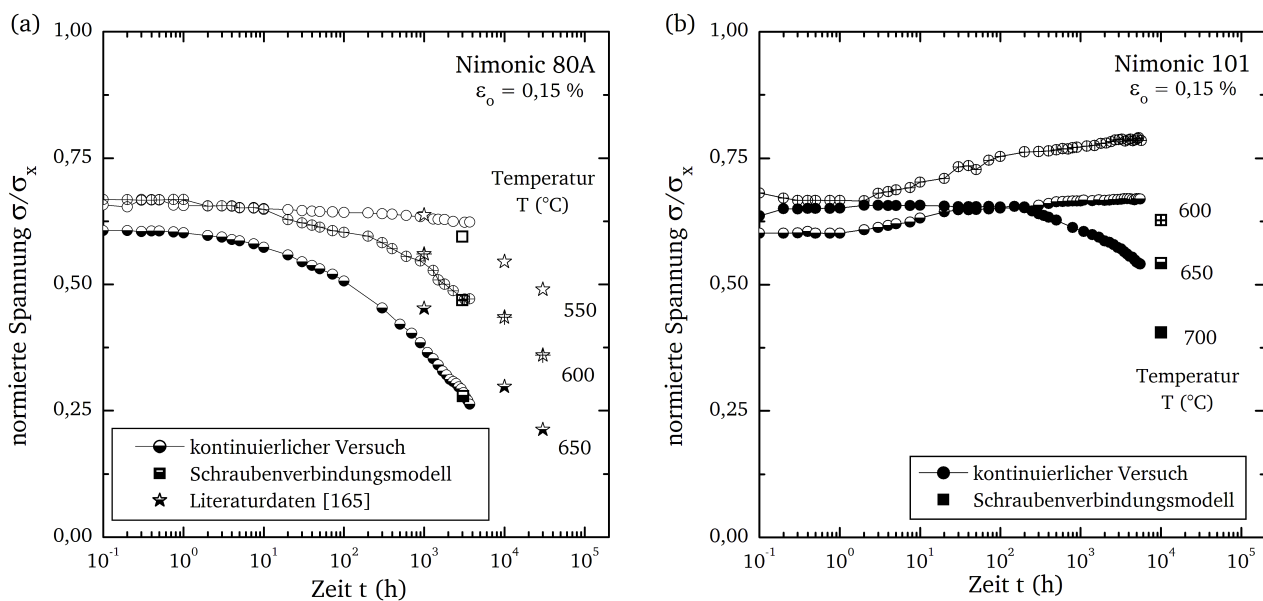


Abbildung 4.3.4: Restspannung der Schraubenverbindungsmodelle am Nimonic 80A (a) und Nimonic 101 (b)

Die genormten Anhaltswerte der DIN EN 10269 [165] stimmen mit den experimentell bestimmten Restspannungen am Nimonic 80A bei 550 und 600 °C überein. Die Spannungsunterschiede bei 650 °C lassen sich eventuell auf eine von der Schmelze abhängige Streuung der Eigenschaften zurückführen. Allerdings passen die in der Norm angegebenen Zeitstandeigenschaften zu den Versuchsergebnissen der Kriechversuche. Zudem zeigt eine aktuelle Auswertung der Arbeitsgruppe W11 der FVWHT, welche sich mit dem Spannungsrelaxationsverhalten warmfester Stähle und Nickelbasislegierungen befasst, dass die Anhaltswerte der DIN EN 10269 [165] für den Nimonic 80A möglicherweise überarbeitet und in bestimmten Temperatur- und Zeitbereichen abgesenkt werden müssen.

Das isotherme Relaxationsverhalten der Nickelbasislegierungen Nimonic 80A und Nimonic 101 konnte experimentell umfassend charakterisiert werden. Gemäß der durchgeführten Untersuchungen beruht der Anfangsbereich der Spannungsrelaxation bei den untersuchten Spannungen und Temperaturen auf Primär-Kriechprozessen. Mit fortschreitender Relaxation nähern sich die Kriechgeschwindigkeiten der minimalen Kriechgeschwindigkeit konventioneller Kriechversuche an. In Abhängigkeit der Spannung kann es zu einem Wechsel des dominierenden Verformungsmechanismus kommen. Des Weiteren konnte die Annahme bestätigt werden, dass anelastische

Dehnungen bei der Beschreibung des Verformungsverhaltens der Nickelbasislegierungen Nimonic 80A und Nimonic 101 vernachlässigt werden können.

Aufgrund der überlagerten Volumenkontraktion kommt es in einem mittleren Temperaturbereich zu einem Anstieg der Spannung bei kontinuierlicher Versuchsführung. Dagegen werden die Restspannungen der Schraubenverbindungsmodellversuche von der Volumenkontraktion nur geringfügig beeinflusst. Dieser auf der Messmethode beruhende Unterschied muss beim Vergleich von Relaxationsspannungen und bei der Verwendung der Daten für die Auslegung und Bewertung von Bauteilen und Komponenten zwingend berücksichtigt werden. Die Relaxationsspannungen der aktuellen Schmelze ordnen sich im Bereich der genormten Anhaltswerte an. Die Ergebnisse können somit zur Validierung der in Kapitel 5 zu entwickelnden Werkstoffmodelle herangezogen werden.

4.4 Transientes Werkstoffverhalten

Die Auswirkungen transienter, anisothermer Beanspruchungen auf das Verformungs- und Spannungsrelaxationsverhalten der Nickelbasiswerkstoffe werden in der Literatur bisher unterschiedlich diskutiert (vgl. Stand des Wissens Kapitel 2.4.3, 2.5.2, 2.6.3). Die zunehmende flexible Betriebsführung erfordern jedoch umfangreiche Kenntnisse für eine abgesicherte Auslegung und Bewertung von Bauteilen. Transiente Relaxationsversuche bei anwendungsrelevanten Temperaturen und Spannungen für Nimonic-Schraubenbolzen in Kraftwerksflanschverbindungen sollen zunächst klären, inwieweit zyklische Temperaturwechsel zu einer Beschleunigung oder Verzögerung der Spannungsrelaxation führen. Anschließend wird das transiente Kriech- und Kontraktionsverhalten der beiden Nickelbasiswerkstoffe stichprobenartig untersucht.

4.4.1 Transientes Relaxationsverhalten

Die Charakterisierung des transienten Relaxationsverhaltens umfasst kontinuierliche Relaxationsversuche und Versuche an Schraubenverbindungsmodellen am Nimonic 80A und Nimonic 101. Der Temperaturzyklus ist gemäß der maximalen Einsatztemperatur der Werkstoffe T_{\max} und einer für die Ausbildung der Gefügekontraktion kritischen minimalen Temperatur T_{\min} gewählt. Dementsprechend ergibt sich beim Nimonic 80A ein T_{\max} von 625 °C mit einer Haltezeit von 8 h und ein T_{\min} von 450 °C mit einer Haltezeit von 16 h (Abbildung 4.4.1 (a)). Die Haltedauern entsprechen in erster Näherung dem Zyklus eines Werktags einer Dampfturbinenanlage. Der transiente Relaxationsversuch mit kontinuierlicher Dehnungsregelung und Spannungsmessung am Nimonic 101 erfolgt mit vergleichbaren Versuchsparametern. Lediglich die Maximaltemperatur ist im Hinblick auf eine mögliche höhere Einsatztemperatur auf 700 °C erhöht (Abbildung 4.4.1 (b)). Die gewählte konstante Solldehnung von 0,15 % entspricht einer in der industriellen Praxis üblichen Größe für Schraubenbolzen aus Nickelbasiswerkstoffen.

Die Schraubenbolzen in Kraftwerksflanschen werden in der Regel bei Raumtemperatur auf die gewünschte Solldehnung verspannt. Bei artgleichen Verbindungen, das heißt Schraubenbolzen und Flanschkörper sind aus demselben Material gefertigt, stimmen die thermischen Dehnungsbeträge von Bolzen und Flansch beim anschließenden Aufheizen annähernd überein. Dementsprechend bleibt die Ausgangsdehnung von 0,15 % bei der Betriebstemperatur des Schraubenbolzens erhalten. Weichen die thermischen Ausdehnungskoeffizienten voneinander ab, wie dies beispielsweise bei einer Werkstoffkom-

bination von martensitischen Stahlflansch mit Schrauben aus Nickelbasiswerkstoffen vorkommt, werden die Unterschiede der thermischen Dehnung häufig über zusätzliche Dehnhülsen kompensiert.

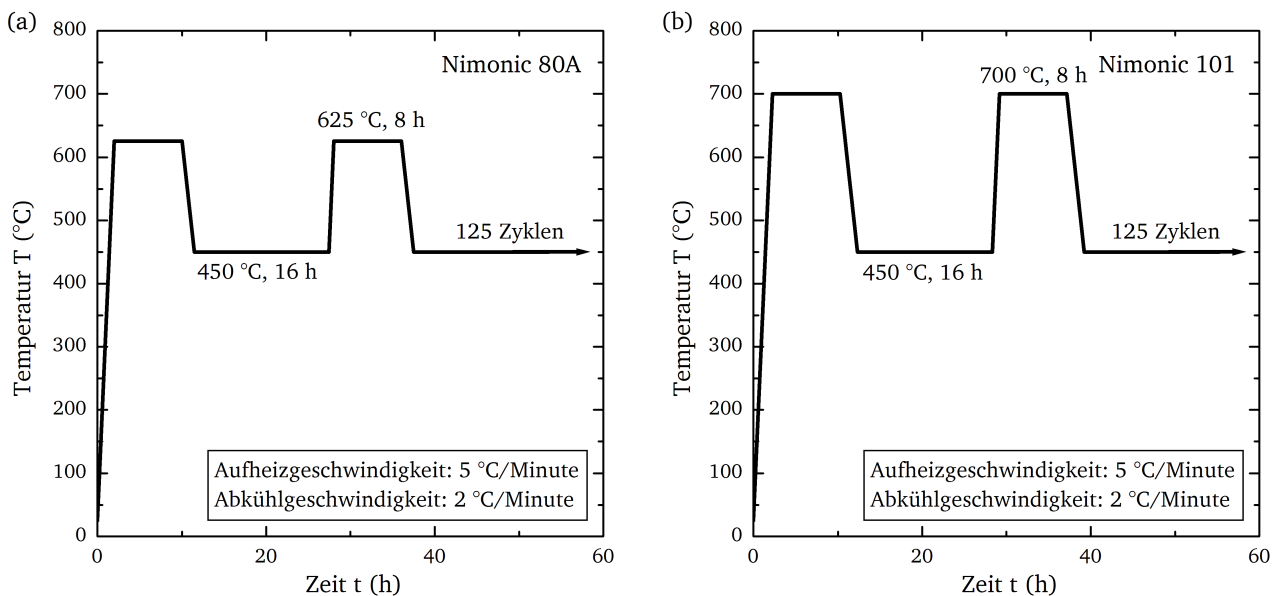


Abbildung 4.4.1: Temperaturzyklus der transienten einachsigen Relaxationsversuche am Nimonic 80A (a) und Nimonic 101 (b)

Zur experimentellen Abbildung des Montageverhaltens der Schraubenbolzen und zur Einstellung einer konstanten mechanischen Dehnung während des gesamten Temperaturzyklus muss demzufolge zunächst die thermische Dehnung der Probe aufgezeichnet werden. Die einzustellende Solldehnung des Versuches ergibt sich anschließend aus der Summe der vorgesehenen mechanischen Dehnung von 0,15 % und der aufgezeichneten thermischen Dehnung. Der Spannungsverlauf der transienten Relaxationsversuche am Nimonic 80A (3,4) ist in Abbildung 4.4.2 dargestellt. Insgesamt konnte am Nimonic 80A eine Versuchslaufzeit von etwa 3.500 h erreicht werden, was 125 Zyklen entspricht.

Die verhältnismäßig niedrigen, rein elastischen Spannungen, die Länge der jeweiligen Haltezeiten und die Gesamtversuchslaufzeit von über 4.000 h stellen eine große Herausforderung an die Prüftechnik dar. Bereits Temperaturschwankungen von wenigen Grad an der Probe, am Extensometer oder der Kraftmessdose haben deutliche Änderungen des gemessenen Kraftsignals zur Folge. Zur Verdeutlichung möglicher Schwankungen des Messsignals ist die Messunsicherheit der Spannung für eine Temperaturschwankung der Probe von $\pm 3\text{ °C}$ im Diagramm angegeben. Diese berücksichtigt allein eine Abweichung der thermischen Dehnung der Probe und die daraus resultierende Spannungsänderung.

Der Vergleich mit isothermen Relaxationskurven wird durch Literaturdaten bei 450 °C (1) [3] und durch einen interpolierten Relaxationsverlauf bei 625 °C (2) aus den isothermen Relaxationsversuchen (vgl. Abschnitt 4.3.1) ermöglicht. Der kontinuierlich gemessene Spannungsverlauf des transienten Vorversuches (3) mit ca. 300 h Laufzeit und des Langzeitversuches (4) liegt tendenziell zwischen den isothermen Relaxationskurven. Die Anfangsspannungen von Vor- und Langzeitversuch unterscheiden sich jedoch geringfügig, was möglicherweise auf Unterschiede bei der Aufzeichnung der thermischen Dehnung zurückzuführen ist. Der zu beobachtende Spannungsabfall innerhalb der ersten 300 h ist allerdings vergleichbar. Der Langzeitversuch weist zum Teil deutliche Schwankungen der gemessenen Spannung aufgrund der bereits beschriebenen Umgebungseinflüsse auf. Generell lässt sich jedoch festhalten, dass weder ein si-

gnifikanter Spannungsanstieg infolge von Volumenkontraktion auftritt, wie dies bei dem isothermen 450 °C Versuch deutlich zu beobachten ist, noch kann eine Beschleunigung der Spannungsrelaxation beobachtet werden. Eine detaillierte Auswertung der Haltephasen ist aufgrund der Spannungsschwankungen und der verhältnismäßig kleinen Änderungen innerhalb der Haltephasen nur begrenzt möglich (Abbildung 4.4.2 (b)). Die Spannungsdifferenz zwischen T_{\max} und T_{\min} resultiert aus der temperaturabhängigen Änderung des E-Moduls.

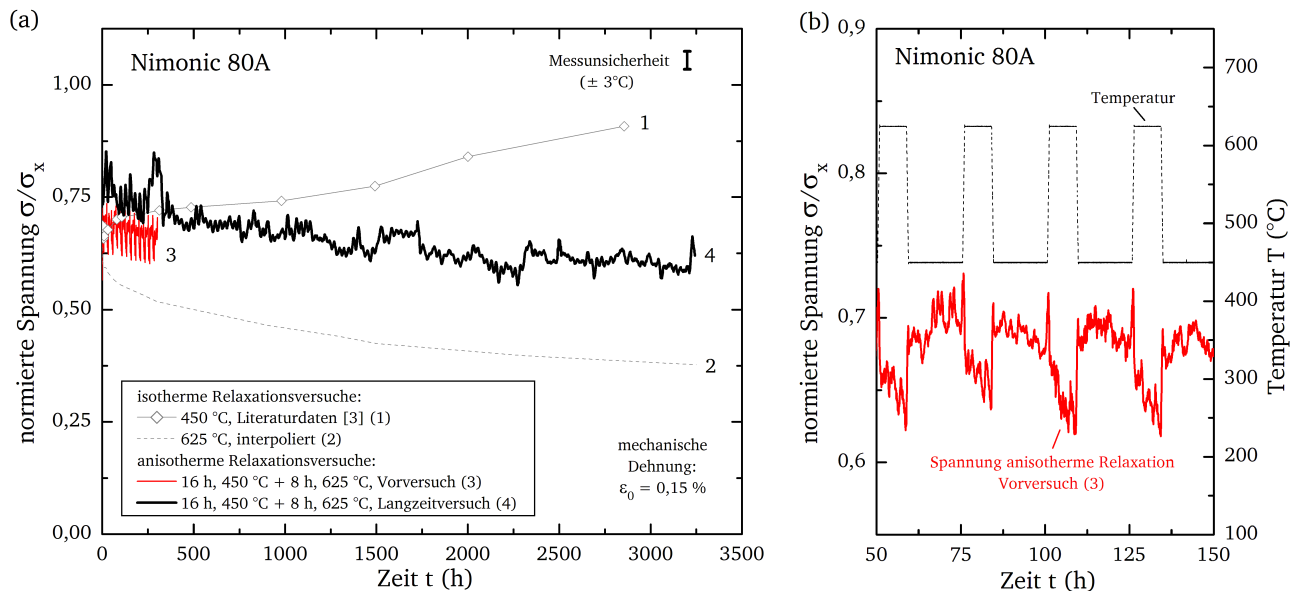


Abbildung 4.4.2: Kontinuierlich gemessene Spannungsrelaxation unter transienten Beanspruchungen am Nimonic 80A im Vergleich mit langzeitigen isothermen Relaxationsverläufen (a) und in der Detailansicht (b)

In der Abbildung 4.4.3 ist der Spannungsverlauf des transienten Relaxationsversuches am Nimonic 101 (3) dargestellt. Aufgrund des größeren Temperaturunterschiedes zwischen T_{\max} und T_{\min} sind die Spannungsunterschiede zwischen den Haltephasen deutlicher ausgeprägt im Vergleich zum Nimonic 80A (Abbildung 4.4.3 (b)). Allerdings ist eine Auswertung der Spannung innerhalb der einzelnen Haltephasen infolge von temperaturbedingten Schwankungen und den kleinen Dehnungseffekten wie schon beim Nimonic 80A nur begrenzt möglich.

Zur Einordnung des transienten Spannungsverlaufes sind die isothermen Relaxationsverläufe bei 600 (1) und 700 °C (2) dargestellt. Anders als beim Nimonic 80A ordnet sich die transiente Relaxationsspannung im Bereich des isothermen 700 °C Versuches an. Die Spannungen der T_{\min} -Haltephasen liegen oberhalb und die der T_{\max} -Haltephase unterhalb der isothermen Kurve. Damit bewirken die zyklischen Temperaturwechsel beim Nimonic 101 tendenziell eine Beschleunigung der Spannungsrelaxation.

Eine Möglichkeit die Übertragbarkeit der Ergebnisse der kontinuierlichen Relaxationsversuche auf reale Bauteile zu prüfen, bieten Schraubenverbindungsmodellversuche. Aus diesem Grund wird je ein Schraubenverbindungsmodell aus Nimonic 80A bzw. Nimonic 101 auf eine Solldehnung von 0,15 % gespannt und anschließend mit dem oben gezeigten Temperaturverlauf für 125 Zyklen ausgelagert (vgl. Abbildung 4.4.1). Lediglich die Aufheiz- und Abkühlraten sind an Beanspruchungsbedingungen von Gehäuse- bzw. Rohrflanschverbindungen in fossil befeuerten Kraftwerksanlagen angepasst und auf 70 bzw. 30 °C/Stunde abgesenkt. Die Bestimmung der elastischen Rückdehnung nach Versuchsende erfolgt in Analogie zu den isothermen Schraubenmodellversuchen. Für die Berechnung der Restspannung

wird der E-Modul des jeweiligen Werkstoffes bei maximaler Temperatur herangezogen, was dem kritischen Anwendungsfall entspricht.

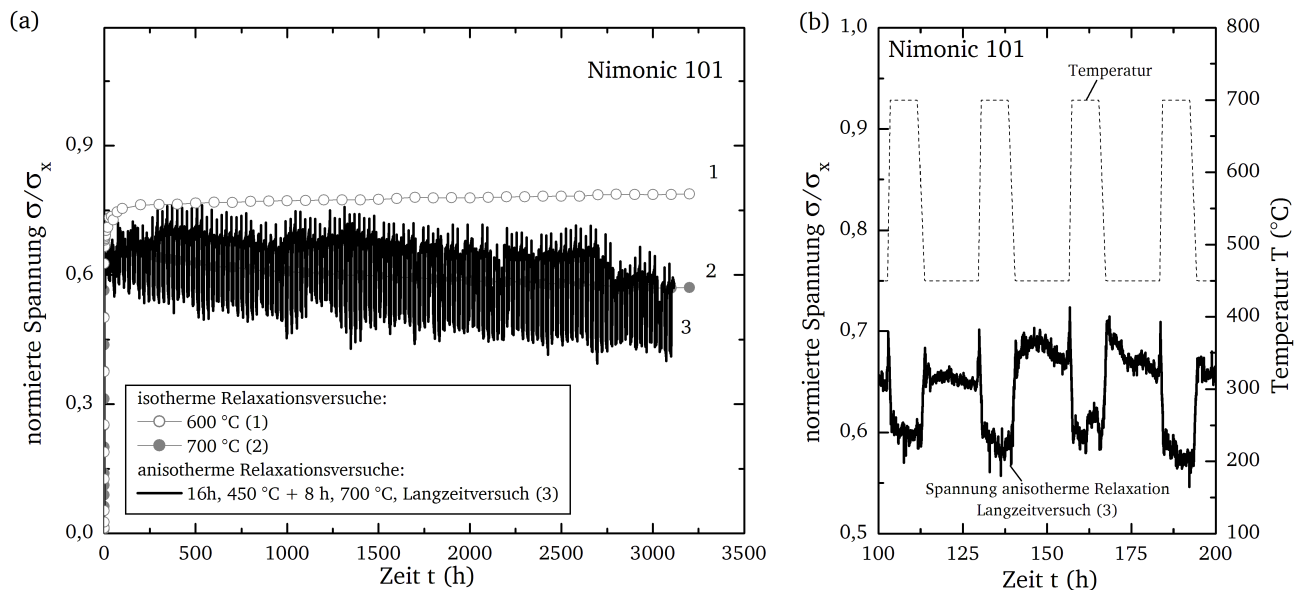


Abbildung 4.4.3: Kontinuierlich gemessene Spannungsrelaxation unter transienten Beanspruchungen am Nimonic 101 im Vergleich mit langzeitigen isothermen Relaxationsverläufen (a) und in der Detailansicht (b)

Die Restspannung des transienten Schraubenverbindungsmodellversuches am Nimonic 80A (3) liegt bei Auftragung der Spannung bei der Gesamtversuchslaufzeit von 4.042 h zwischen den isothermen Relaxationskurven (Abbildung 4.4.4 (a)). Die hohe Kriechfestigkeit des Werkstoffes bei 450 °C lässt jedoch die Annahme zu, dass die Spannungsrelaxation maßgeblich während der T_{\max} -Haltezeiten stattfindet. Des Weiteren ist ein Spannungsanstieg infolge der Volumenkontraktion nicht zu erwarten, da Hülse und Schraubenbolzen mit vergleichbarem Betrag und in dieselbe Richtung kontrahieren. Dies konnte bereits bei den isothermen Schraubenmodellversuchen aufgezeigt werden. Die Verschiebung der Restspannung des transienten Versuches zu den aufsummierten T_{\max} Haltezeiten (4), was bei 125 Zyklen 1.000 h entspricht, bestätigt die Annahme, dass die Relaxation maßgeblich bei T_{\max} stattfindet. Verglichen mit dem kontinuierlich gemessenen transienten Spannungsverlauf (5), weist die Restspannung des Schraubenverbindungsmodells einen niedrigeren Spannungswert auf. Bei kontinuierlicher Versuchsführung können die Volumenkontraktionseffekte zu einem Anstieg der Spannung führen. Somit liegt die Vermutung nahe, dass die Volumenkontraktion, die sich vorrangig in den Haltezeiten bei T_{\min} ausbildet, dafür sorgt, dass die kontinuierlich gemessene Spannung auf einem höheren Niveau verbleibt.

Die Restspannung des transienten Schraubenmodellversuches am Nimonic 101 (3) liegt im Gegensatz zum Nimonic 80A unterhalb der isothermen 700 °C Kurve (Abbildung 4.4.4 (b)). Bereits bei den isothermen Schraubenmodellversuchen wurde beobachtet, dass die Restspannungswerte der Schraubenmodelle aufgrund der zu vernachlässigen Auswirkungen der Volumenkontraktion kleinere Werte aufweisen im Vergleich zu den kontinuierlich gemessenen Spannungsverläufen (vgl. Abschnitt 4.3.3). Gemäß der Kriechfestigkeit des Nimonic 101, ist die Spannungsrelaxation erneut maßgeblich auf die Haltephasen bei maximaler Temperatur begrenzt, sodass eine Verschiebung der Restspannung zur Summe der Haltephasen bei T_{\max} (1.000 h) (4) vorgenommen werden kann. Die Spannungsdifferenz zur isothermen Relaxationskurve (2) kann anschließend mit einer theoretischen Volumenkontraktion von -0,026 % korreliert werden, was gemäß der in Glühversuchen gemessenen Volumenkontraktion (vgl. Abschnitt 4.2.3)

plausibel erscheint. Im Gegensatz zum kontinuierlichen transienten Relaxationsversuch findet beim transienten Schraubenverbindungsmodellversuch keine Beschleunigung des Relaxationsverhaltens statt.

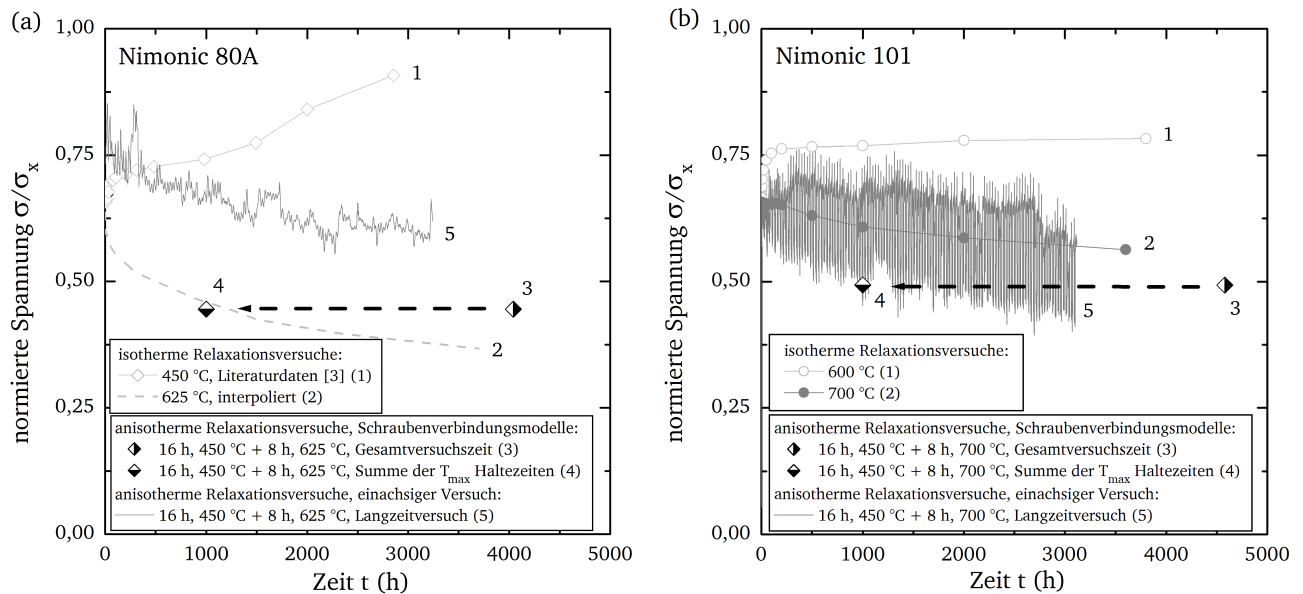


Abbildung 4.4.4: Restspannung anisothermer Schraubenverbindungsmodellversuche am Nimonic 80A (a) und Nimonic 101 (b)

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass die transienten Relaxationsversuche am Nimonic 80A keine Hinweise für eine Beschleunigung oder Verzögerung der Relaxation im untersuchten Temperatur- und Spannungsbereich aufzeigen. Der Schraubenverbindungsmodellversuch am Nimonic 101 zeigt ebenfalls keine signifikante Beeinflussung der Restspannung durch die zyklischen Temperaturwechsel auf. Der transiente Spannungsrelaxationsverlauf mit kontinuierlicher Dehnungsregelung liegt jedoch tendenziell unterhalb der isothermen T_{max} Relaxationskurve, was auf eine mögliche Beschleunigung hindeutet.

4.4.2 Transientes Kriechverhalten

Die stichprobenartige Charakterisierung des transienten Kriechverhaltens umfasst je einen Kriechversuch bei zyklisch wechselnder Temperatur und konstanter Spannung am Nimonic 80A sowie am Nimonic 101. Die maximalen und minimalen Temperaturen sind unter Berücksichtigung der isothermen Versuche gewählt, sodass ein direkter Vergleich zwischen transienten und isothermen Werkstoffverhalten möglich ist. Aus diesem Grund erfolgt der transiente Kriechversuch am Nimonic 80A mit einer maximalen Temperatur von 650 °C und einer minimalen Temperatur von 550 °C. Die zu erwartenden Dehnungsunterschiede zwischen den T_{min} - und T_{max} -Haltephasen aufgrund der thermischen Ausdehnung sowie der temperaturabhängigen Änderung des E-Moduls werden bei Betrachtung des Verlaufes der permanenten Dehnung deutlich (Abbildung 4.4.5).

In den Haltephasen bei maximaler Temperatur ist tendenziell ein Anstieg der Dehnung zu beobachten. Während der Haltezeiten bei minimaler Temperatur lässt sich dagegen keine signifikante Änderung der Dehnung feststellen. Eine rechnerische Korrektur der thermischen Dehnung führt zu der in Abbildung 4.4.5 (b) dargestellten, transienten Kriechkurve (1), die sich während der gesamten Versuchslaufzeit von 4.500 h zwischen den isothermen Kriechkurven bei T_{max} (3) und T_{min} (4) anordnet. Die nach Ver-

suchsende mit einem Messmikroskop ermittelte, permanente Dehnung der Probe (2) stimmt mit der kontinuierlichen Dehnungsmessung der Extensometer überein. Werden die permanenten Dehnungen aller T_{\max} -Haltephasen aufsummiert, liegt die resultierende Kurve (5) auf der isothermen Kriechkurve der Maximaltemperatur (Abbildung 4.4.6).

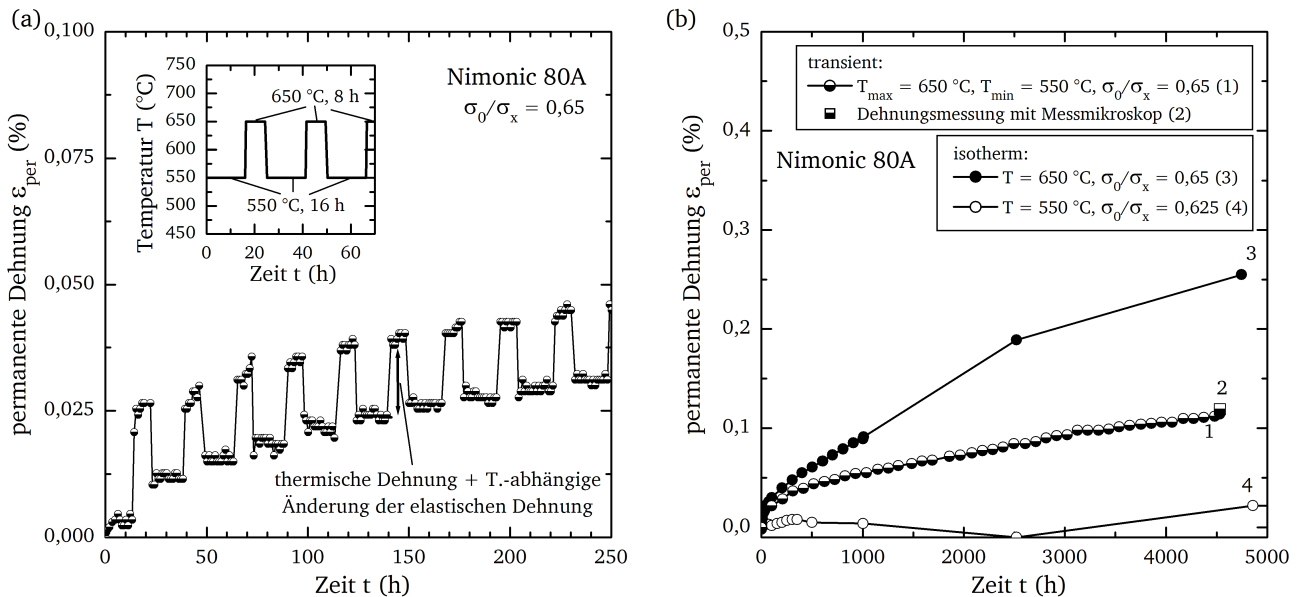


Abbildung 4.4.5: Permanente Dehnung des transienten Kriechversuches am Nimonic 80A ohne (a) und mit (b) Korrektur der thermischen Dehnung im Vergleich zu isothermen Kriechversuchen bei vergleichbarer Spannung

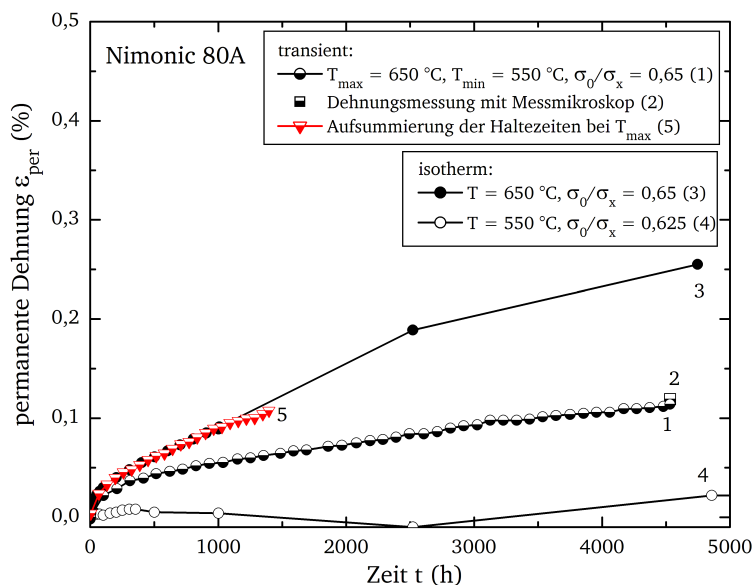


Abbildung 4.4.6: Aufsummierung der permanenten Dehnungen der T_{\max} -Haltephasen des transienten Kriechversuches am Nimonic 80A im Vergleich zu isothermen Kriechversuchen bei vergleichbarer Spannung

Im untersuchten Temperaturbereich und bei der gewählten Spannung kommt es aufgrund der Temperaturwechsel demnach zu keiner signifikanten Beschleunigung der Kriechverformung. Das transiente Kriechverhalten des Nimonic 80A kann als Akkumulation der isothermen Anteile verstanden werden. Diese Erkenntnis steht jedoch im Widerspruch zu den Ergebnissen aus [70], wonach es aufgrund von

inneren Thermospannungen infolge unterschiedlicher thermischer Ausdehnungskoeffizienten zu einer Beschleunigung des Kriechverhaltens kommen sollte. Die Versuchsserien wurden jedoch in einem Temperaturbereich von 300 °C bis 830 °C und mit Temperaturdifferenzen von mindestens 200 °C durchgeführt. Des Weiteren erfolgte die zyklische Temperaturführung mit Dreieckszyklen ohne Haltezeiten, was die direkte Vergleichbarkeit dieser Ergebnisse mit dem transienten Versuch der vorliegenden Arbeit einschränkt.

Zudem stimmt die Feststellung, dass es im untersuchten Beanspruchungsbereich zu keiner Beschleunigung des Kriechverhaltens aufgrund transienter Temperaturen kommt mit den Ergebnissen der transienten Relaxationsversuche am Nimonic 80A überein (vgl. Abschnitt 4.4.1), bei denen ebenfalls keine Beschleunigung der Relaxation festgestellt werden konnte.

Der transiente Kriechversuch am Nimonic 101 beinhaltet eine maximale Temperatur von 700 °C und eine minimale Temperatur von 600 °C. Im Gegensatz zum Nimonic 80A ist neben der Zunahme der Kriechdehnung in den Haltephasen bei T_{\max} ein Rückgang der Dehnung bei T_{\min} zu beobachten (Abbildung 4.4.7 (a)). Des Weiteren übersteigt die thermische Dehnung während des Aufheizens tendenziell die des Abkühlens. Die transiente Kriechkurve (1) liegt nach der Korrektur der thermischen Dehnung zwar zwischen den isothermen Vergleichskurven (3,4) (Abbildung 4.4.7 (b)), ist jedoch deutlich in Richtung des Versuches bei maximaler Temperatur verschoben, was auf eine Beschleunigung der Kriechdehnung infolge der Temperaturwechsel hindeutet.

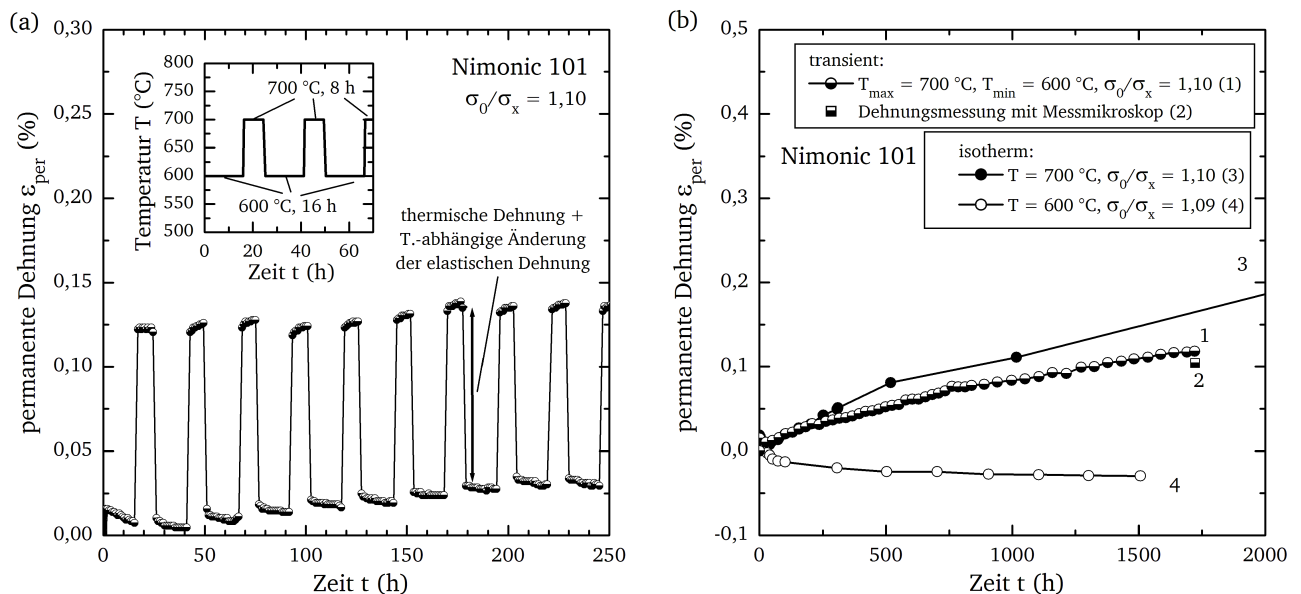


Abbildung 4.4.7: Permanente Dehnung des transienten Kriechversuches Nimonic 101 ohne (a) und mit (b) Abzug der thermischen Dehnung im Vergleich zu isothermen Kriechversuchen bei vergleichbarer Spannung

Die nach Versuchsende mithilfe des Messmikroskops bestimmte permanente Dehnung der Probe (2) bestätigt den kontinuierlich gemessenen Dehnungsverlauf im Rahmen der Messunsicherheit. Die Verformung wird bei der minimalen Temperatur und der gewählten Prüfspannung durch die Volumenkontraktion dominiert, sodass es während der ersten 1.500 h des isothermen Versuches (4) zu einer negativen Kriechdehnung kommt. Dies erklärt den Rückgang der Dehnung in den Haltephasen bei T_{\min} des transienten Kriechversuches.

Werden die Dehnungen der Haltephasen aufsummiert, wie dies schematisch in Abbildung 4.4.8 (a) dargestellt ist, wird zum einen ersichtlich, dass die Kriechdehnung in den T_{\max} -Haltephasen (5) schneller voranschreitet als durch den isothermen Versuch zu erwarten wäre (Abbildung 4.4.8 (b)). Darüber hinaus kontrahiert die transiente Probe während der T_{\min} -Haltezeiten (6) stärker als der isotherme Kriechversuch. Ein Teil der Volumenkontraktion muss sich jedoch bei jedem Aufheizvorgang bzw. in den T_{\max} Zeiten wieder auflösen, da andernfalls die transiente Gesamtkurve deutlich flacher verlaufen würde. Dies erklärt die vermeintlich höhere thermische Ausdehnung während des Aufheizens im Vergleich zur thermischen Kontraktion der Probe während des Abkühlens. Die dargestellte Akkumulation der Volumenkontraktion bei Aufsummierung der T_{\min} -Haltephasen (6) findet demnach nicht statt. Allerdings bildet sich die Volumenkontraktion nach jedem Auflösen wieder mit einer annähernd gleichen Geschwindigkeit neu aus. Die Sättigungsphase, die beim isothermen Versuch zu beobachten ist (vgl. Abbildung 4.4.8 (b)), stellt sich nicht ein. Das Auflösungsverhalten der Volumenkontraktion wird im nachfolgenden Abschnitt 4.4.3 noch einmal detailliert betrachtet. Grundsätzlich lässt der transiente Kriechversuch am Nimonic 101 die Vermutung zu, dass die Temperaturwechsel im untersuchten Temperaturbereich und bei der geprüften Spannung tendenziell eine Beschleunigung des Kriechverhaltens zur Folge haben.

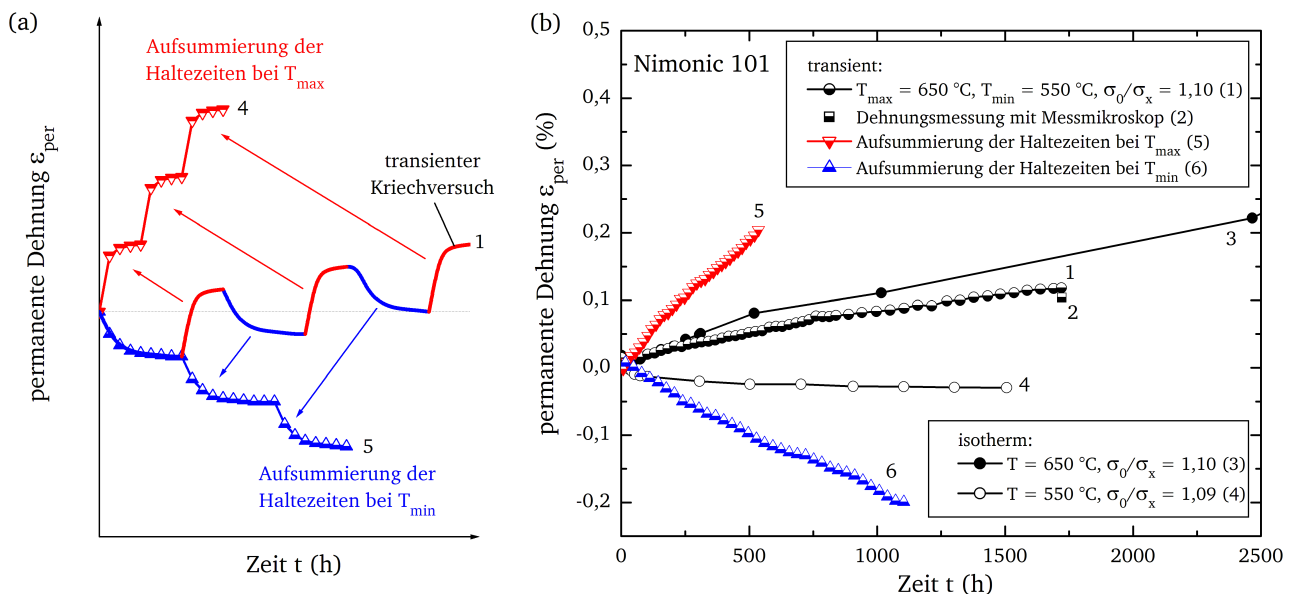


Abbildung 4.4.8: Schematische Darstellung der Vorgehensweise zur Aufsummierung der permanenten Dehnungen der Haltephasen des transienten Kriechversuches (a) sowie die sich am Nimonic 101 ergebenden Verläufe im Vergleich zu isothermen Kriechversuchen bei vergleichbarer Spannung (b)

Die oben gezeigten Ergebnisse am Nimonic 101 sind mit Erkenntnissen aus [71] vergleichbar. Die dort untersuchte Nimonic 105 Legierung weist ebenfalls eine Beschleunigung der Kriechdehnung aufgrund transienter Beanspruchungen auf. Allerdings unterscheiden sich die Temperaturzyklen deutlich. So wird in [71] die maximale Temperatur von 900 °C jeweils für 10 Minuten gehalten, bevor die Probe auf ein T_{\min} von 650 °C abgekühlt und umgehend wieder auf T_{\max} aufgeheizt wird. Als Ursache für die Beschleunigung der Kriechprozesse wird eine Verschiebung des Gleichgewichts zwischen Ver- und Entfestigung im Sekundär-Kriechbereich, thermische Spannungen aufgrund der unterschiedlichen thermischen Dehnungen der ausgeschiedenen Phasen sowie mögliche Gefügeveränderungen aufgeführt.

Ein Aufreißen der Oxidschicht durch die Temperaturwechsel und eine demzufolge verstärkte Oxidation der Oberfläche und entlang der Korngrenzen, wie es in [74] als mögliche Ursache diskutiert wird,

kann in der vorliegenden Arbeit ausgeschlossen werden. Innerhalb der untersuchten Temperaturen und Spannungen kam es zu keiner derart deutlich Ausbildung von Oxidschichten an den Probenoberflächen.

Eine Möglichkeit, den Einfluss der Temperaturzyklen auf die Lebensdauer rechnerisch zu bewerten, bietet das sogenannte Faktorenkonzept [75, 76]. Auf Basis der Lebensdaueranteilregel von Robinson [79] wird der Lebensdaueranteil $L_{t,\varepsilon}$ mit

$$L_{t,\varepsilon} = \frac{\sum t_{T_{\max}}}{t_{\varepsilon,T_{\max}}} + \frac{\sum t_{T_{\min}}}{t_{\varepsilon,T_{\min}}} \quad (4.4.1)$$

für die 0,1 % Zeitdehngrenze der transienten Kriechversuche am Nimonic 80A und Nimonic 101 berechnet (Tabelle 4.4.1). Die Summe der Haltezeiten bei maximaler Temperatur $\sum t_{T_{\max}}$ und bei minimaler Temperatur $\sum t_{T_{\min}}$ bis zum Erreichen der 0,1% Zeitdehngrenze werden mit der Dauer der Beanspruchung unter isothermen Bedingungen $t_{\varepsilon,T_{\max}}$ bzw. $t_{\varepsilon,T_{\min}}$ ins Verhältnis gesetzt. Letztere kann zum einen aus der Zeit-Temperatur-Parameterauswertung nach Manson-Brown und zum anderen direkt aus dem isothermen Kriechversuch bei der entsprechenden Temperatur entnommen werden. Der in [75] veröffentlichten Abminderungsfaktor der Lebensdauer für entsprechende Temperaturwechsel von ca. 0,85 stimmt mit dem Lebensdaueranteil des transienten Nimonic 80A Versuches, berechnet über die Manson-Brown Auswertung, hinreichend gut überein (vgl. Tabelle 4.4.1). Ähnliche Werte wurden in [74] bei kleinen Dehngrenzen festgestellt. Der direkte Vergleich mit dem isothermen Kriechversuch zeigt dagegen keine Verringerung der Lebensdauer bzw. der Zeit bis zum Erreichen der 0,1 % Zeitdehngrenze. Dieser Unterschied lässt sich möglicherweise mit der Streuung der Kriechversuche und der Dehnungsmessung erklären. Der berechnete Lebensdaueranteil des transienten Kriechversuches am Nimonic 101 ist deutlich kleiner als eins, wobei sich die Auswertung mit dem Manson-Brown Zeit-Temperatur-Parameter und den direkten isothermen Vergleichsversuchen erneut deutlich unterscheiden. Als Ursachen für die Lebensdauerverkürzung infolge der Temperaturzyklen kommen neben inneren Thermospannungen, Phasenumwandlungen sowie Phasenvergrößerungen eine sich ändernde Versetzungsstruktur infrage. Letztere hängt direkt von der inneren Spannung des Werkstoffs ab, welche nach [81] eine Temperaturabhängigkeit aufweist. Wechselnde Temperaturen initiieren somit zeitweilig höhere effektive Spannungen und bewirken eine Beschleunigung des Kriechverhaltens (vgl. Abschnitt 2.4.3). Deren Auswirkungen unterscheiden sich jedoch in Abhängigkeit des Werkstoffs und der Beanspruchungsbedingungen. Der Nimonic 80A weist im untersuchten Temperatur- und Spannungsbereich keine Beschleunigung des Kriechverhaltens auf.

Tabelle 4.4.1: Lebensdaueranteile der transienten Kriechversuche

Werkstoff	Lebensdaueranteil $L_{t,\varepsilon}$	
	t_{ε} Manson-Brown	t_{ε} Vergleichsversuch
Nimonic 80A	0,83	1,02
Nimonic 101	0,65	0,49

4.4.3 Transientes Kontraktionsverhalten

Die Ausbildung der gefügebedingten Volumenkontraktion unter isothermen Beanspruchungsbedingungen wurde im Abschnitt 4.2.3 ausführlich dargestellt. Die genannten mikrostrukturellen Ursachen sind

jedoch nur in einem bestimmten Temperaturbereich thermodynamisch stabil. Wird eine kritische Temperatur T_c überschritten, kann es zur Rückbildung der Kontraktion kommen [11, 28, 92, 97, 180].

Ein experimentelles Verfahren die Auflösungstemperatur zu bestimmen bieten TMA-Messungen (vgl. Abschnitt 3.3.2). In Abbildung 4.4.9 ist die relative Längenänderung eines für 5.700 h isotherm ausgelagerten Probenstückes der Glühprobe mit einer negativen Dehnung von -0,105 % dargestellt. Der Prüfling wird zweimal von Raumtemperatur auf 800 °C mit einer Geschwindigkeit von 2 K/Minute aufgeheizt. Der temperaturabhängige Verlauf der Längenänderung zeigt, dass sich das thermische Ausdehnungsverhalten in einem Temperaturbereich zwischen 575 bis 635 °C unterscheidet. Während beim ersten Aufheizvorgang zwischenzeitlich eine höhere Ausdehnungsgeschwindigkeit vorliegt, treten beim zweiten Aufheizvorgang keine signifikanten Änderungen der Ausdehnungsgeschwindigkeit auf. Demnach beginnt die Rückbildung der Volumenkontraktion bei 575 °C. Die gemessene thermische Dehnung wird in diesem Temperaturbereich von der Volumenausdehnung infolge der Auflösung der Kontraktion überlagert, was die höhere Ausdehnungsgeschwindigkeit erklärt. Dieser Vorgang ist bei ungefähr 635 °C abgeschlossen. Die Temperatur von 575 °C stimmt mit den in der Literatur dokumentierten kritischen Temperaturen für den Nimonic 80A gut überein [11, 97, 101].

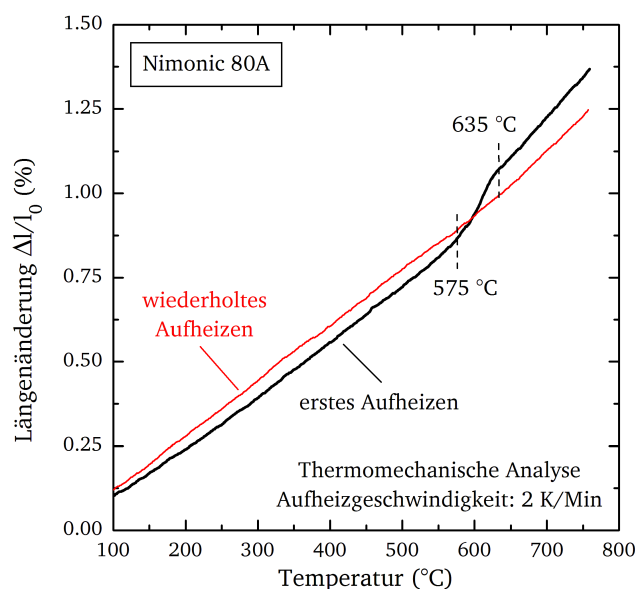


Abbildung 4.4.9: Längenänderung der kontrahierten Nimonic 80A Probe bei kontinuierlicher Erhöhung der Prüftemperatur

Zur Charakterisierung des Einflusses der Temperaturwechsel, der im Abschnitt 4.4.1 dargestellten transienten Relaxationsversuche, werden die kontrahierten Glühproben für acht Stunden bei der maximalen Zyklustemperatur von 625 °C beim Nimonic 80A bzw. 700 °C beim Nimonic 101 ausgelagert. Infolgedessen verringert sich die Kontraktion beim Nimonic 80A von -0,080 % auf -0,019 % (Abbildung 4.4.10 (a)). Ein Rückgang ist tendenziell auch beim Nimonic 101 zu beobachten (Abbildung 4.4.10 (b)). Bei beiden Versuchswerkstoffen bleibt jedoch ein Rest der Volumenkontraktion erhalten. Die Höhe der Glüh Temperatur bzw. die Glühdauer ist zu gering, um eine vollständige Rückbildung der mikrostrukturellen Ursachen zu erreichen. Gemäß der oben gezeigten Ergebnisse der TMA-Messung müsste eine Temperaturerhöhung auf 635 °C die komplette Auflösung der Volumenkontraktion bewirken. Die anschließende Fortsetzung der isothermen Auslagerung der Proben bei 450 °C bzw. 550 °C zeigt sowohl beim Nimonic 80A als auch beim Nimonic 101 eine erneute Zunahme der Kontraktion. Die Bildungskinetik der Volumenkontraktion

ist innerhalb der untersuchten zweiten Glühdauer von ca. 5.000 h vergleichbar zur ersten Auslagerung vor dem Aufheizzyklus.

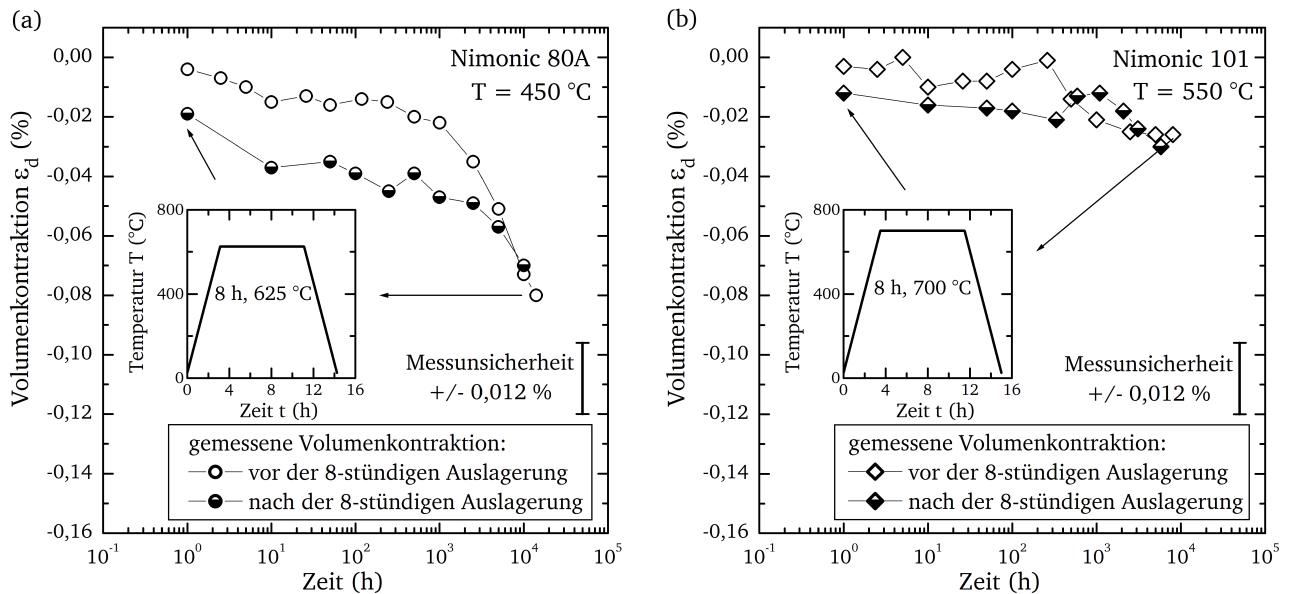


Abbildung 4.4.10: Auswirkung einer 8-stündigen Auslagerung kontrahierter Proben bei 625 °C für den Nimonic 80A (a) und 700 °C für den Nimonic 101 (b)

Eine weitere Methode zur Bestimmung des Auflösungsbereiches der Volumenkontraktion stellen DSC-Messungen dar. Das Messprinzip beruht auf parallelem Aufheizen von einer Probe und einer Referenz. Am temperaturabhängigen Verlauf des Wärmestroms können anschließend Phasenumwandlungen identifiziert und in entsprechende Temperaturbereiche eingeordnet werden. Die Ausbildung von nahgeordneten Gefügedomänen verläuft exotherm (exo). Endotherme (end) Reaktionen deuten auf eine Auflösung der Ordnungsstrukturen hin, was in [181] mit Beugungsbildern eines Transmissionselektronenmikroskops für chromhaltige Nickellegierungen nachgewiesen werden konnte. Am Nimonic 80A wurden diese Effekte bereits mehrfach beobachtet [106, 180]. Für den Nimonic 101 und weitere Nickelbasiswerkstoffe wie den Nimonic 75 oder Waspalloy liegen vergleichbare Ergebnisse vor [28, 108, 110].

Im Rahmen dieser Arbeit werden DSC-Messungen am Ausgangszustand der Werkstoffe Nimonic 80A und Nimonic 101 sowie an ausgelagertem, kontrahiertem Probenmaterial durchgeführt (Abbildung 4.4.11). Im Ausgangszustand des Nimonic 80A ist bei 430°C ein flacher exothermer Peak zu erkennen, der sich mit der Bildung von nahgeordneten Bereichen korrelieren lässt. Zwischen 570°C und 630°C fällt die Kurve in endotherme Richtung ab. Es ist zwar kein ausgeprägter Peak zu beobachten, dieser Bereich kann jedoch mit der Auflösung der Ordnungsstrukturen in Zusammenhang gebracht werden [108]. Die ausgelagerte, kontrahierte Probe zeigt zunächst ebenfalls einen flachen exothermen Peak bei 470°C . Im Gegensatz zum Ausgangszustand ist nachfolgend ein ausgeprägter endothermer Peak zu erkennen. Dessen Maximum wird bei 615°C erreicht. Diese exotherme Reaktion ist ein deutliches Indiz für die Auflösung der nahgeordneten SRO [180] [106]. Zudem stimmen die Ergebnisse mit den Erkenntnissen der TMA-Untersuchung überein.

Der Nimonic 101 weist ein vergleichbares Werkstoffverhalten auf. Die Peaks der DSC-Messungen sind lediglich zu höheren Temperaturen verschoben. Im Gegensatz zum Nimonic 80A ist allerdings kein definierter endothermer Peak beim Aufheizen der kontrahierten Probe zu beobachten, was auf die ge-

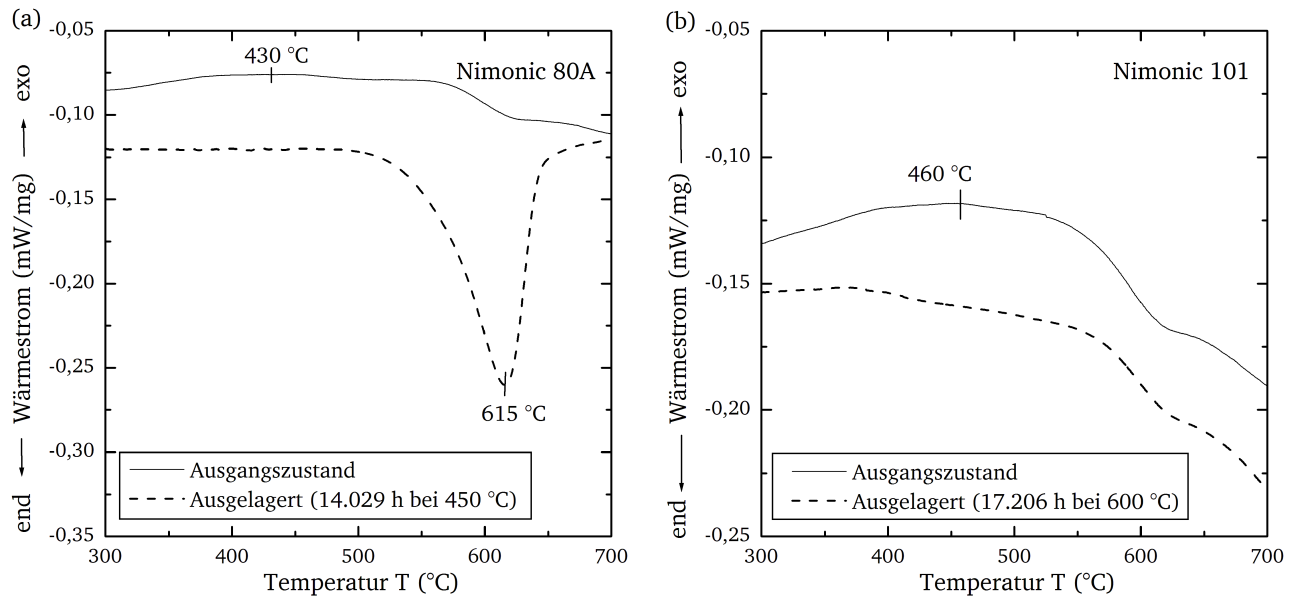


Abbildung 4.4.11: Temperaturabhängiger Wärmestrom der Legierung Nimonic 80A (a) und Nimonic 101 (b)

ringere Ausprägung der Volumenkontraktion des Nimonic 101 zurückgeführt werden kann (vgl. Abbildung 4.4.10). Die Auflösung der Ordnungsstrukturen findet gemäß der DSC-Messungen für beide Werkstoffe in einen Temperaturbereich zwischen 550 bis 650 °C statt und erklärt die Rückbildung der Volumenkontraktion bei den transienten Kriech- und Relaxationsversuchen. Zusätzlich verändert sich in Abhängigkeit der Temperatur der Volumenanteil der γ -Matrix, der γ' - und Karbid-Ausscheidungen sowie deren chemische Zusammensetzung. Gemäß der Auswertung im Abschnitt 4.2.3 ist bei steigenden Temperaturen tendenziell eine Volumenausdehnung zu erwarten. Erreicht die Temperatur die Auslagerungstemperatur der Wärmebehandlung, stellt sich bei ausreichender Auslagerungszeit der Ausgangszustand wieder ein [28].

Somit bildet sich die Volumenkontraktion bei den transienten Relaxationsversuchen am Nimonic 80A und Nimonic 101 in den Haltephasen mit minimaler Temperatur aus und geht bei maximaler Temperatur wieder zurück (vgl. Abschnitt 4.4.1). Eine Aufsummierung der negativen Dehnung ist nur begrenzt zu erwarten. Diese Erkenntnis stimmt mit den Ergebnissen der transienten Kriechversuche überein. Beim Nimonic 101 konnten eine abwechselnde Zunahme der Volumenkontraktion in den Haltezeiten bei minimaler Temperatur und eine entsprechende Auflösung während des Aufheizvorgangs bzw. innerhalb der Haltephase bei maximaler Temperatur beobachtet werden (vgl. Abschnitt 4.4.2).

Das transiente Relaxations- und Verformungsverhalten des Nimonic 80A kann im untersuchten Temperatur- und Spannungsbereich als Akkumulation isothermer Anteile verstanden werden. Eine signifikante Beschleunigung bzw. Verzögerung infolge der Temperaturwechsel wurde weder beim Kriech- noch beim Relaxationsverhalten festgestellt. Lediglich die Volumenkontraktion geht während der Haltephasen bei der maximalen Temperatur zurück, wenn eine gewisse kritische Temperatur überschritten wird.

Die Versuche am Nimonic 101 haben gezeigt, dass die Temperaturzyklen tendenziell zu einer Beschleunigung der Kriechverformung führen. Das Spannungsrelaxationsverhalten wird möglicherweise ebenfalls beeinflusst, wobei hier geringere Auswirkungen festzustellen waren.

Die Idee, isotherme Werkstoffmodelle für die Nachrechnung des transienten Verhaltens heranzuziehen, scheint für den Nimonic 80A im Anwendungsbereich der Schraubenbolzen fossiler Kraftwerkstechnik gerechtfertigt. Inwieweit dies auf den Nimonic 101 übertragbar ist, wird in der nachfolgenden Validierung gezeigt.

5 Modellierung des Werkstoffverhaltens

Basierend auf den experimentellen, isothermen Untersuchungen am Nimonic 80A und Nimonic 101 konnten die Kriechdehnung, die Volumenkontraktion sowie die plastische Anfangsdehnung als maßgebliche Verformungsanteile identifiziert werden. Anelastische Dehnungen können bei den untersuchten Nickelbasiswerkstoffen vernachlässigt werden. Zudem hat die Charakterisierung des transienten Werkstoffverhaltens gezeigt, dass beim Nimonic 80A keine signifikante Beschleunigung der Kriechverformung bzw. der Spannungsrelaxation stattfindet. Das Prinzip der Superposition aller relevanten Dehnungen, wie es im Abschnitt 3.3 in Abbildung 3.3.1 bereits schematisch aufgezeigt wurde, kann somit vermutlich zur Beschreibung des isothermen und transienten Verhaltens herangezogen werden. Ausgehend von diesem Ansatz der Superposition relevanter Dehnungsanteile, wird die permanente Verformung und somit die Spannungsrelaxation zeit-, temperatur- und spannungsabhängig modelliert.

Die Beschreibung der Volumenkontraktion unterliegt der Annahme, dass keine Beeinflussung von der Kriechverformung ausgeht. Eine Vermutung, die an Glühproben mit überlagerten Torsionsspannungen für den Nimonic 80A nachgewiesen werden konnte [3]. Die Wechselwirkung zwischen plastischer Anfangsdehnung und Kriechverformung wird indirekt von den Werkstoffmodellen erfasst. So erfolgt die Parameteridentifikation der Kriechgleichungen zwar nach der Trennung der gemessenen permanenten Dehnungen in die jeweiligen Verformungsanteile gemäß Gleichung 2.4.2, der zeitabhängige Verlauf der Kriechdehnung basiert jedoch letztlich auf dem Verformungszustand der Proben nach der vollständigen Belastung. Eine möglicherweise höhere Kriechgeschwindigkeit infolge höherer Versetzungsdichten, welche mit plastischen Anfangsverformungen einhergehen, wird somit indirekt bei der Kriechmodellierung berücksichtigt. Zudem haben sich bisher das Prinzip der Superposition der Dehnungsanteile und deren getrennte Modellierung als zweckmäßig für die Bewertung des isothermen Verformungsverhaltens herausgestellt [3, 5, 26, 130, 135, 136].

Dementsprechend werden nachfolgend phänomenologische Werkstoffmodelle zur Beschreibung der elastisch-plastischen Verformung, der Kriechdehnung und der Volumenkontraktion anhand der erzeugten experimentellen Datenbasis optimiert und erweitert. Darüber hinaus wird die Entwicklung einer impliziten Formulierung der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung angestrebt, von der numerisch robustere und schnellere Berechnungen der Kriechverformung erwartet werden.

5.1 Beschreibung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens

Die Beschreibung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens erfolgt auf Basis der im Abschnitt 4.2.1 vorgestellten Warmzugversuche. Zur numerischen Abbildung des elastischen Verhaltens werden jedoch gemittelte dynamische Elastizitätsmoduln aus [165, 170, 182] herangezogen. Während die statischen E-Moduln aus den Spannungs-Dehnungsverläufen von Zug-, Druck- oder Biegeversuchen ermittelt werden, beruht die Bestimmung des dynamischen Elastizitätsmoduls auf der Messung der von der Steifigkeit abhängigen Schallgeschwindigkeit im Werkstoff [1]. Der Vergleich von statischen und dynamischen Elastizitätsmoduln zeigt eine gute Übereinstimmung beim Nimonic 80A bei 550 und 600 °C (Abbildung 5.1.1 (a)). Lediglich bei 650 °C überlagern Kriech- und Setzprozesse die Belastungsphase des Warmzugversuchs, sodass eine geringere Steifigkeit im statischen Versuch zu beobachten ist. Die dynamischen und statischen Elastizitätsmoduln beim Nimonic 101 stimmen ebenfalls hinreichend

genau überein (Abbildung 5.1.1 (b)). Tendenziell übersteigen die statischen Kennwerte sogar die dynamischen. Die Temperaturabhängigkeit der E-Moduln der Nickelbasiswerkstoffe ist im Vergleich zu üblichen ferritisch-martensitischen Stahlwerkstoffen verhältnismäßig gering [1]. Somit kann bei der numerischen Simulation transients Beanspruchungsszenarien zwischen den Temperaturstützstellen linear interpoliert werden.

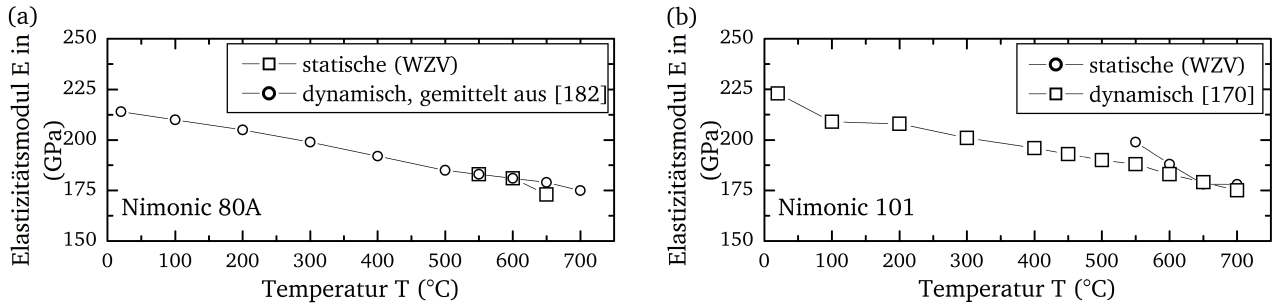


Abbildung 5.1.1: Temperaturabhängigkeit der Elastizitätsmoduln des Nimonic 80A (a) und Nimonic 101 (b)

Zur Beschreibung des zeitunabhängigen plastischen Werkstoffverhaltens werden die Fließkurven der Warmzugversuche sowie die plastischen Anfangsdehnungen der Kriechversuche spannungsabhängig aufgetragen (Abbildung 5.1.2). Letztere entsprechen der plastischen Verformung, welche bei Überschreiten der Warmstreckgrenze bereits während der Belastungsphase der Kriechversuche auftritt. Der Spannungs-Dehnungsverlauf weist beim Nimonic 80A eine deutliche Abhängigkeit von der Temperatur auf (Abbildung 5.1.2 (a)). Das zeitunabhängige plastische Werkstoffverhalten des Nimonic 101 zeigt dagegen keine eindeutige Temperaturabhängigkeit (Abbildung 5.1.2 (b)). Vergleichbare Ergebnisse sind in [20] für die Nickelbasislegierung IN-939 dokumentiert. Dementsprechend kann die analytische Abbildung mit

$$\varepsilon_i = K_i \cdot \sigma^{n_i} \quad (5.1.1)$$

in Anlehnung an den Ramberg-Osgood Ansatz (vgl. Gleichung 2.3.1) erfolgen. Dieses Modell ermöglicht eine hinreichend genaue Abbildung der plastischen Anfangsdehnung mit den Parametern K_i und n_i . Die Bestimmung der Parameter erfolgt über eine lineare Regression der logarithmierten Spannungs-Dehnungs-Wertepaare mithilfe der statistischen Rechenumgebung R.

Zur Abbildung der temperatur- und spannungsabhängigen plastischen Anfangsdehnung des Nimonic 80A (vgl. Abbildung 5.1.2 (a)) eignet sich Gleichung 2.3.2. Zunächst wird aus der inkrementellen Steigung der Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Spannungsexponent n_i bestimmt, der in der Regel bei kleinen Spannungen einen konstanten, temperaturunabhängigen Wert annimmt [33]. Die Schnittpunkte der anschließend für jede Temperatur angelegten linearen Funktionen im Spannungsbereich kleiner 600 MPa, mit der Ordinatenachse entsprechen den Parametern K_i . Deren Temperaturabhängigkeit kann wiederum mit

$$K_i(T) = e^{\left(K_{i0} - \frac{Q_{K_{i0}}}{T}\right)} - e^{\left(K_{i1} - \frac{Q_{K_{i1}}}{T}\right)} \quad (5.1.2)$$

beschrieben werden. Diese Formulierung vom Arrhenius-Typ ist an die Gleichung 2.3.3 angelehnt. Die Identifikation der Parameter K_{i0} , $Q_{K_{i0}}$, K_{i1} und $Q_{K_{i1}}$ erfolgt mithilfe der Statistik-Umgebung R. Der anschließend gebildete Quotient

$$\frac{\varepsilon_i}{K_i(T) \cdot \sigma^{n_i}} \quad (5.1.3)$$

kann bei spannungsabhängiger Auftragung mithilfe einer Exponentialfunktion (vgl. Gleichung 2.3.2) mit den Parametern c_i und d_i beschrieben werden. Dieser analytische Ansatz bildet das temperatur- und spannungsabhängige Verhalten der plastischen Anfangsdehnung des Nimonic 80A mit hinreichend guter Genauigkeit ab. Der zweite Anstieg der Festigkeit ab einer plastischen Dehnung von 0,2 % wird vom Modell jedoch nur eingeschränkt wiedergegeben (vgl. Abbildung 5.1.2 (a)). Bei der Implementierung in das Finite-Element-Programm Abaqus® werden daher die experimentell bestimmten Fließkurven der Warmzugversuche für Dehnungen größer 0,2 % eingesetzt. Grundsätzlich erfolgt die numerische Implementierung der elastisch-plastischen Werkstoffbeschreibungen über eine tabellarische Vorgabe der mithilfe der analytischen Modelle berechneten plastischen Dehnungswerte. Als Verfestigungsansatz kann bei der numerischen Nachrechnung der Kriech- und Relaxationsversuche isotrope Verfestigung gewählt werden. Die Spannungen beider Versuchsarten bleiben selbst bei transientser Temperaturführung stets positiv. Der Unterschied zwischen der Verschiebung der Fließfläche des kinematischen Verfestigungsansatzes und der Vergrößerung der Fließfläche, wie es bei der isotropen Verfestigung angenommen wird, kann daher vernachlässigt werden. Diese Annahme gilt es, im Rahmen der numerischen Nachrechnung von mehrstufigen Relaxationsversuchen zu validieren. Die Elastizitätsmoduln werden über die Definition der entsprechenden Werkstoffeigenschaften bei der numerischen Simulation berücksichtigt. Die Parameter der analytischen Werkstoffmodelle des Nimonic 80A und des Nimonic 101 sind im Anhang in Tabelle D.0.2 aufgeführt.

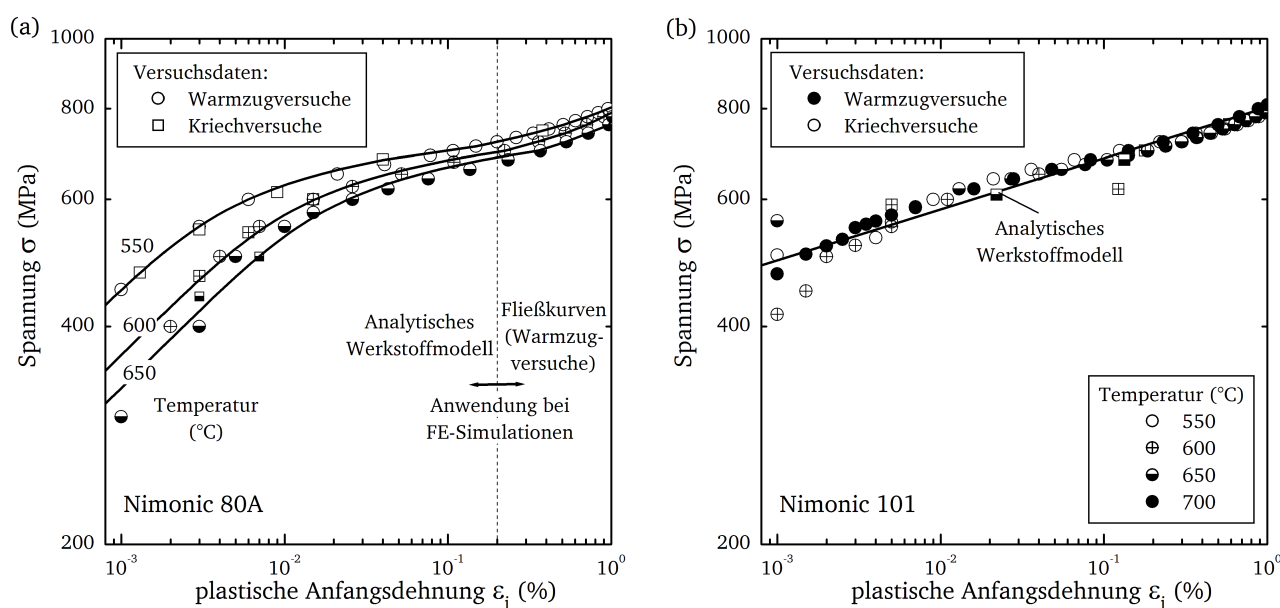


Abbildung 5.1.2: Experimentell bestimmte plastische Anfangsdehnung sowie deren analytische Beschreibung für den Nimonic 80A (a) und Nimonic 101 (b)

5.2 Beschreibung des Kontraktionsverhaltens

Die experimentellen Ergebnisse der Glühversuche am Nimonic 80A und Nimonic 101 haben gezeigt, dass das Kontraktionsverhalten der untersuchten Schmelzen mit den Literaturdaten [3, 5] hinreichend gut übereinstimmt. Somit können auf die bereits veröffentlichten analytischen Gleichungen und die darin

aufgeführten Parametersätze zur Beschreibung der Volumenkontraktion zurückgegriffen werden. Die Volumenkontraktion des Nimonic 80A lässt sich mit folgendem analytischen Ansatz beschreiben [3]:

$$\varepsilon_d(t) = K_d \cdot \left(1 - e^{-\left(\frac{t}{\tau_d}\right)^{d_d}} \right) + M_d \cdot \left(1 - e^{-\left(\frac{t}{\lambda_d}\right)^{f_d}} \right) \quad (5.2.1)$$

Die beiden additiv zusammengesetzten Terme ermöglichen eine hinreichend genaue Abbildung der Kontraktion (Abbildung 5.2.1 (a)). Die Parameter K_d und M_d definieren den maximalen Dehnungswert der Plateaus und die Parameter τ_d , d_d , λ_d sowie f_d deren zeitliche Entwicklung. Im Anhang in Tabelle D.0.4 sind die Parameter temperaturabhängig aufgeführt.

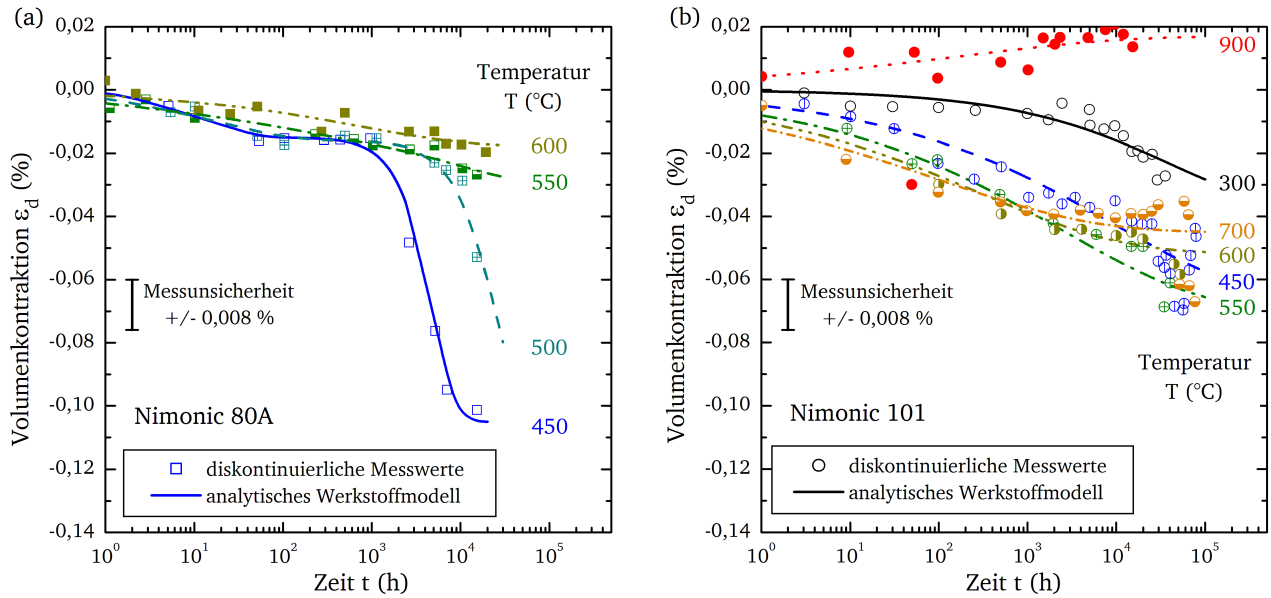


Abbildung 5.2.1: Gemessene und mittels analytischer Gleichungen berechnete Volumenkontraktion des Nimonic 80A [3] (a) und Nimonic 101 [5] (b)

Die Volumenkontraktion kann demzufolge in einem anwendungsrelevanten Temperaturbereich abgebildet werden. Darüber hinaus müssen die Modelle bei der Simulation transienter Beanspruchungen auch für Temperaturen außerhalb des experimentell abgesicherten Bereiches verlässliche und physikalisch vernünftige Ergebnisse liefern. Basierend auf den in der Literatur veröffentlichten Kenntnissen zum Volumenkontraktionsverhalten der Nickelbasislegierung Nimonic 80A kann das Maximum der Kontraktion bei 450 °C angenommen werden. Gemäß Abbildung 2.5.2 (a) im Stand des Wissens (Abschnitt 2.5) lässt sich der Parametersatz zur Beschreibung der Volumenkontraktion bis Raumtemperatur bzw. bis zu 650 °C erweitern.

Im Gegensatz zum Nimonic 80A weist die Kontraktion des Nimonic 101 keine ausgeprägten Plateaus auf (vgl. Abbildung 5.2.1 (b)). Der zweite Term der Gleichung 5.2.2 zur analytischen Beschreibung des Kontraktionsverhaltens kann daher entfallen. Allerdings verbessert ein in [4] vorgeschlagener zusätzlicher Term mit den Parametern T_A und W_d die Genauigkeit bei der Abbildung des Temperatureinflusses beim Nimonic 101:

$$\varepsilon_d(t) = K_d \cdot \left(1 - e^{-\left(\frac{T}{T_A}\right)^{W_d} \cdot \left(\frac{t}{\tau_d}\right)^{d_d}} \right) \quad (5.2.2)$$

Die Anpassung umfasst für jede Temperatur einen separaten Parametersatz, deren Optimierung über Algorithmen zur Lösung von nicht-linearen Ansätzen verwirklicht werden kann (Anhang, Tabelle D.0.4).

Das hier vorgestellte analytische Modell ermöglicht im Rahmen der Messunsicherheit eine hinreichend genaue Beschreibung des Volumenkontraktionsverhaltens des Nimonic 101 und berücksichtigt zudem die Dilatation des Werkstoffs bei Temperaturen oberhalb von 800 °C.

Die Implementierung der analytischen Werkstoffmodelle zur Abbildung des Volumenkontraktionsverhaltens in das FE-Programm Abaqus® erfolgt anhand der sogenannten Schwelldehnung. Diese Schwelldehnung lässt sich im benutzerdefinierten Unterprogramm *SWELLING*, welches einen Teil der Kriech-Subroutine *CREEP* darstellt, definieren. Letztlich wird die Summe aus Kriechdehnungssinkrement $\Delta\bar{\varepsilon}^{\text{cr}}$ und Schwelldehnungssinkrement $\Delta\bar{\varepsilon}^{\text{sw}}$ für jeden Rechenschritt bestimmt und an Abaqus® übergeben:

$$\Delta\varepsilon^{\text{cr}} = \frac{1}{3}\Delta\bar{\varepsilon}^{\text{sw}}\mathbf{R} + \Delta\bar{\varepsilon}^{\text{cr}}\mathbf{n}_{\text{Gradient}} \quad . \quad (5.2.3)$$

Der Parameter n_{Gradient} definiert den Gradienten des deviatorischen Spannungspotenzials und R entspricht einer Matrix zur Beschreibung einer möglichen Anisotropie des Werkstoffverhaltens [69]. Das Schwelldehnungssinkrement ergibt sich wiederum aus der Differenz der analytisch berechneten Volumenkontraktion zum Ende t_{Ende} und zu Beginn t_{Beginn} eines Zeitinkrements:

$$\Delta\bar{\varepsilon}^{\text{sw}} = \frac{3 \cdot (\varepsilon_d(t_{\text{Ende}}) - \varepsilon_d(t_{\text{Beginn}}))}{100 \%} \quad . \quad (5.2.4)$$

Abaqus® betrachtet die Schwelldehnung als volumetrische Größe, sodass das Schwelldehnungssinkrement bei richtungsabhängiger Berechnung gedrittelt werden muss (vgl. Gleichung 5.2.3). Im aktuellen Anwendungsfall beschreiben die analytischen Werkstoffmodelle jedoch bereits eine einachsige Verformung, sodass der Faktor 3 in Gleichung 5.2.4 zur Kompensation notwendig ist. Die Volumenkontraktion hängt nach den vorgestellten Modellen und der Methode zur numerischen Implementierung lediglich von der Beanspruchungszeit und der Temperatur ab. Bei einem Temperaturwechsel werden die entsprechenden Gleichungsparameter zwischen den Temperaturstützstellen (vgl. Anhang, Tabelle D.0.4) linear interpoliert, sodass sich die Ausbildungsgeschwindigkeit der Volumenkontraktion entsprechend beschleunigt oder verlangsamt. Das experimentell beobachtete Auflösungsverhalten der Kontraktion bei Überschreiten einer kritischen Temperatur wird von den Modellen bisher nicht erfasst. Die numerische Abbildung und eine entsprechende Erweiterung der Modellgleichungen erfordert eine umfassendere experimentelle Datenbasis zum Auflösungsverhalten und mikrostrukturelle Untersuchungen. Zudem müsste die Kinetik der Neubildung der Volumenkontraktion infolge eines Auflösungsvorgangs weiterführend betrachtet werden. Das Auflösungsverhalten kann in erster Näherung jedoch durch eine Nichtberücksichtigung der Volumenkontraktion bei der numerischen Simulation abgebildet werden. In den untersuchten transienten Temperaturzyklen (vgl. Abschnitt 4.4.1) wird die kritische Temperatur stets überschritten, sodass keine Akkumulation der negativen Dehnung auftritt. Unter isothermen Beanspruchungsbedingungen ist die Berücksichtigung der Volumenkontraktion jedoch zwingend notwendig.

5.3 Kriechmodellierung mit bekannten Ansätzen

Zur mathematischen Beschreibung des Kriechverhaltens steht eine Vielzahl von einfachen und komplexen Werkstoffmodellen zur Verfügung (vgl. Abschnitt 2.4.2). Ein vielfältig eingesetzter Ansatz stellt die Kriechgleichung nach Norton-Bailey dar (vgl. Gleichung 2.4.11). Dieses Kriechmodell ist zwar auf den Primären- und Sekundären-Kriechbereich beschränkt und weist keine konsistente Beschreibung der Temperaturabhängigkeit auf, ermöglicht jedoch durch die geringe Parameteranzahl eine verhältnismäßig einfache und schnelle Parameterbestimmung und Anwendung. Des Weiteren ist der Norton-Bailey-Ansatz

bereits in den numerischen Simulationsprogrammen wie Abaqus® standardmäßig implementiert. Zum Vergleich der Genauigkeit verschiedener Kriechmodelle bei der Berechnung des Verformungs- und Spannungsrelaxationsverhaltens werden für den Nimonic 80A und Nimonic 101 Parametersätze der Norton-Bailey-Kriechgleichung mithilfe des interaktiven Programms INCA [55, 68] optimiert (Anhang, Tabelle D.0.3). Zusätzlich umfasst die Kriechmodellierung die Erstellung von Parametersätzen der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung für beide Werkstoffe (vgl. Gleichungen 2.4.14 bis 2.4.19). Dieses deutlich komplexere Kriechmodell ermöglicht eine konsistente Beschreibung der Temperaturabhängigkeit in einem weiten Temperatur- und Spannungsbereich. Im Unterschied zur Norton-Bailey-Kriechgleichung wird zudem neben dem Primären- und Sekundären-Kriechbereich auch der Tertiär-Bereich abgebildet. Die Anwendbarkeit der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung konnte bereits für eine Vielzahl von unterschiedlichen Stahl- und Nickelbasiswerkstoffen erfolgreich validiert werden (vgl. Abschnitt 2.4.2).

Die Parameterbestimmung erfordert zunächst die Ableitung der Kriechdehnungen ε_f aus den gemessenen permanenten Dehnungsverläufen ε_{per} der Kriechversuche. Zu diesem Zweck werden die plastische Anfangsverformung und die Volumenkontraktion mithilfe der bereits vorgestellten analytischen Werkstoffmodelle berechnet und von der permanenten Dehnung abgezogen (vgl. Gleichung 2.4.2). Die Anpassung der Norton-Bailey-Parameter erfolgt ohne Berücksichtigung der Tertiär-Kriechdehnungen. Der Fokus der Parameteranpassung liegt grundsätzlich auf dem für die Spannungsrelaxation maßgeblichen Primär- und Sekundär-Kriechbereich. Im Anhang in den Tabellen D.0.3, D.0.5 und D.0.6 sind die ermittelten und optimierten Parameter aufgeführt. Abbildung 5.3.1 zeigt die mit der Norton-Bailey (a) und der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung (b) berechneten Kriechdehnungen für den Nimonic 80A bei 600 °C. Es wird deutlich, dass die Norton-Bailey-Kriechgleichung die spannungsabhängige Spreizung der Kriechkurven nur bedingt abbilden kann. Die modifizierte Garofalo-Kriechgleichung ermöglicht eine genauere Abbildung des Kriechverhaltens.

Abbildung 5.3.2 zeigt die berechneten Kriechkurven des Nimonic 101 bei 700 °C. Die Kriechkurven weisen bis zu einer Dehnung von ungefähr 0,05 % eine verhältnismäßig geringe Steigung auf, bis schließlich eine deutliche Zunahme der Kriechgeschwindigkeit einsetzt. Die Norton-Bailey-Kriechgleichung kann ein solches Werkstoffverhalten nur begrenzt abbilden. Der modifizierte Garofalo-Ansatz ermöglicht zwar die Beschreibung des Anstiegs der Kriechgeschwindigkeit, unterschätzt jedoch die Kriechdehnung im Anfangsbereich bei niedrigen Spannungen. Die ausführliche Bewertung der Genauigkeit der Werkstoffmodelle folgt im Abschnitt 6.1 bei der Validierung anhand des isothermen Verformungsverhaltens.

Die Einbindung der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung in das FE-Programm Abaqus® erfolgt mit einer am IfW Darmstadt entwickelten und im Rahmen dieser Arbeit um die Beschreibung der Volumenkontraktion erweiterten Subroutine *CREEP*. Bereits im Stand des Wissens ist darauf hingewiesen worden, dass die modifizierte Garofalo-Kriechgleichung derzeit in einer expliziten Formulierung vorliegt. Die Kriechdehnung wird als Funktion der Zeit, Temperatur und Spannung berechnet. Abaqus® benötigt jedoch das Kriechdehnungsinkrement, also die Kriechgeschwindigkeit. Eine implizite Formulierung, wonach die Kriechgeschwindigkeit in direkter Abhängigkeit der Kriechdehnung definiert ist, könnte somit die Rechenzeit verkürzen. Zudem benötigt die Umsetzung der Dehnungsverfestigung der expliziten modifizierten Garofalo-Kriechgleichung ein zusätzliches numerisches Näherungsverfahren.

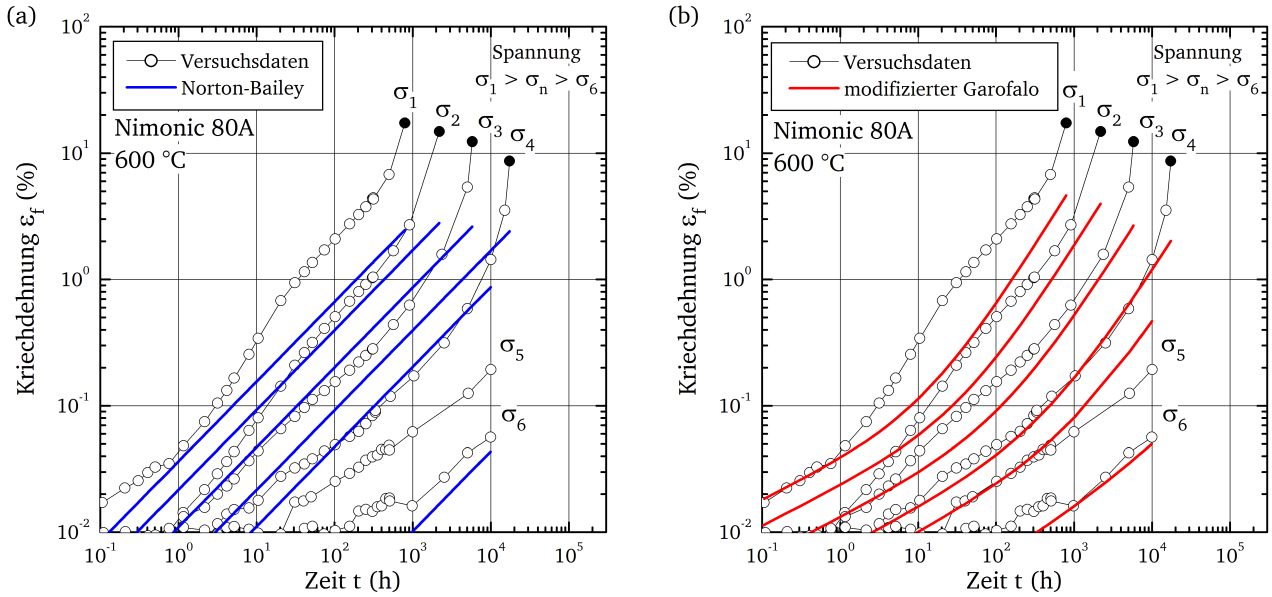


Abbildung 5.3.1: Kriechmodellierung des Nimonic 80A mit dem Norton-Bailey (a) und dem modifizierten Garofalo-Kriechmodell (b)

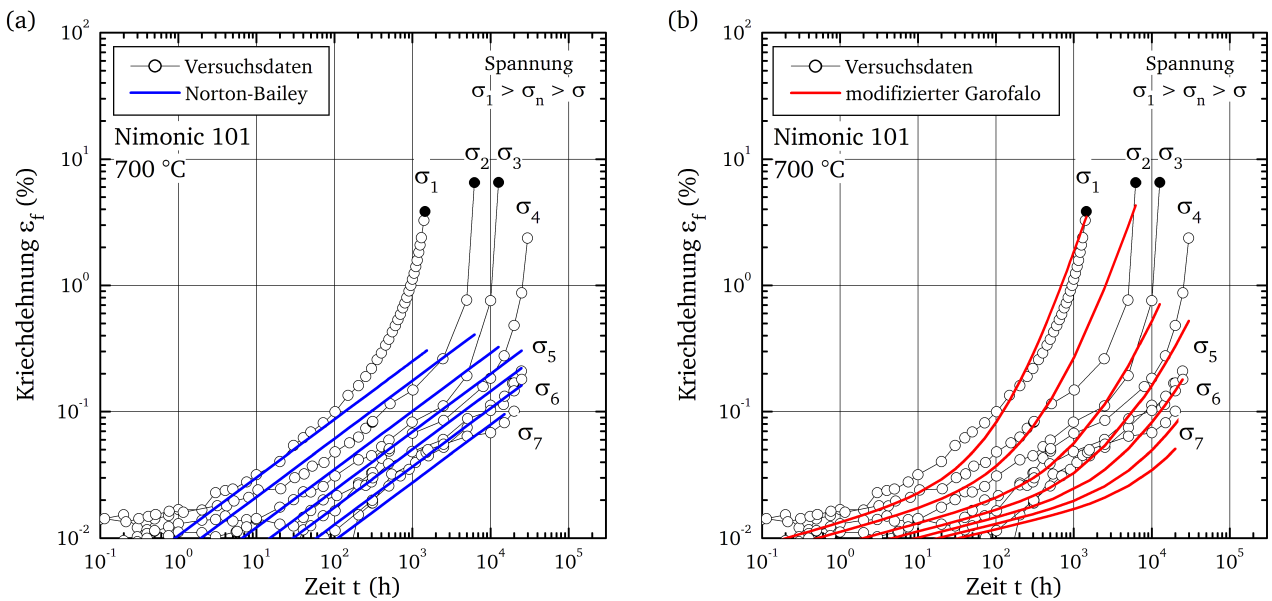


Abbildung 5.3.2: Kriechmodellierung des Nimonic 101 mit dem Norton-Bailey (a) und dem modifizierten Garofalo-Kriechmodell (b)

5.4 Entwicklung einer impliziten Garofalo-Kriechgleichung

Das Ziel bei der Entwicklung einer impliziten Form der Garofalo-Kriechgleichung liegt auf der Abbildung der Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit der Kriechdehnung, der Spannung sowie der Temperatur. Die Zerlegung in einen Primär-, Sekundär- und Tertiär-Anteil hat sich bereits bei der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung bewährt. In Analogie ergibt sich die Kriechgeschwindigkeit aus:

$$\dot{\varepsilon}_f = f(\sigma, \varepsilon_f, T) = \dot{\varepsilon}_{f,I} + \dot{\varepsilon}_{f,min} + \dot{\varepsilon}_{f,III} \quad . \quad (5.4.1)$$

In der Abbildung 5.4.1 (a) ist der Verlauf der Kriechgeschwindigkeit als Funktion der Kriechdehnung schematisch dargestellt. Es werden nun separate Gleichungen benötigt, um die jeweiligen Anteile der Kriechgeschwindigkeit abzubilden und letztlich in geeigneter Form zusammenzuführen. Des Weiteren wird eine konsistente Beschreibung der Einflussgrößen Temperatur und Spannung angestrebt, sodass die Abbildung der Kriechgeschwindigkeit in einem weiten Beanspruchungsbereich ohne Interpolation von Parametern erfolgen kann (Abbildung 5.4.1 (b)).

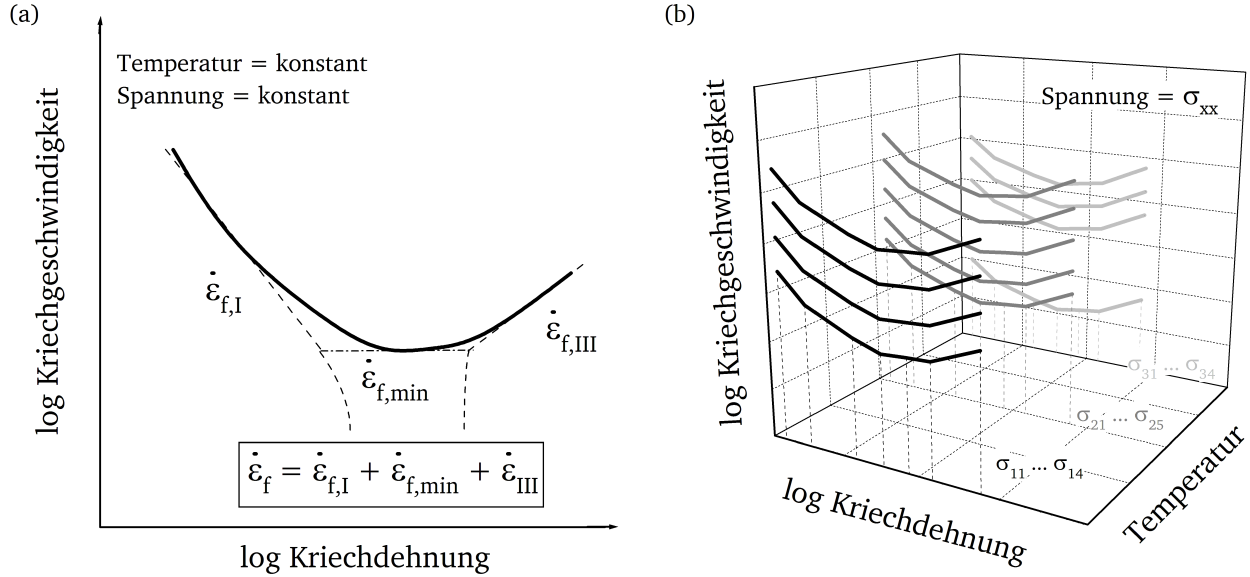


Abbildung 5.4.1: Schematischer Verlauf der Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit der Kriechdehnung (a), Temperatur und Spannung (b) sowie der Unterteilung in den Primär-, Sekundär- und Tertiär-Kriechbereich

Zur Berechnung der minimalen oder Sekundär-Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{f,min}$ kann der Ansatz der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung übernommen werden. Demnach ermöglicht eine Potenz- und Exponentialfunktion die Beschreibung der Spannungsabhängigkeit:

$$\dot{\epsilon}_{f,min} = A_2(T) \cdot \sigma_0^{\nu_2} \cdot e^{\alpha_2(T) \cdot \sigma_0^{\beta_2}} \quad (5.4.2)$$

Die Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit geht über die Parameter $A_2(T)$ und $\alpha_2(T)$ ein. Um eine Verwechslung der Parameter der impliziten Formulierung mit der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung auszuschließen, werden für die implizite Garofalo-Kriechgleichung griechische Buchstaben eingeführt. So entspricht ν_2 und β_2 den Spannungsexponenten n_2 und b_2 der modifizierten Garofalo-Gleichung.

Die Primär- und Tertiär-Kriechgeschwindigkeiten können in der doppelt-logarithmischen Darstellung in erster Näherung als Geradengleichungen aufgefasst werden (Abbildung 5.4.2 (a)). Die Kriechgeschwindigkeit ergibt sich somit in Abhängigkeit der Kriechdehnung aus

$$\dot{\epsilon}_{f,I} = X_1(\sigma, T) \cdot \epsilon_f^{\mu_1(T)} \cdot H(\epsilon_f) \quad \text{bzw.} \quad \dot{\epsilon}_{f,III} = X_3(\sigma, T) \cdot \epsilon_f^{\mu_3(T)} \cdot I(\epsilon_f) \quad (5.4.3)$$

wobei μ_1 und μ_3 die jeweiligen Steigungen angeben. Umfangreiche Auswertungen verschiedener warmfester Stahl- und Nickelbasislegierungen haben gezeigt, dass dieser Anstieg sowohl von der Temperatur als auch von der Spannung abhängig sein kann. Die Spannungsabhängigkeit hat jedoch nur geringe

Auswirkungen bei der Nachrechnung der Kriechdehnung. Für die Entwicklung eines für möglichst viele Werkstoffe anwendbaren impliziten Kriechmodells wird daher die Steigung der Kriechgeschwindigkeit lediglich temperaturabhängig über folgenden linearen Ansatz

$$\mu_i(T) = \mu_{i0} + \mu_{i1} \cdot T \quad \text{für } i = 1, 3 \quad (5.4.4)$$

mit den Parametern μ_{i0} und μ_{i1} modelliert. Der Wert X_i der Gleichung 5.4.3 entspricht in der doppelt-logarithmischen Auftragung der Kriechgeschwindigkeit über der Kriechdehnung dem Schnittpunkt mit der Ordinatenachse und kann in Analogie zur minimalen Kriechgeschwindigkeit mit einer Potenz- und Exponentialfunktion

$$X_i = A_i(T) \cdot \sigma_0^{\nu_i} \cdot e^{\alpha_i(T) \cdot \sigma_0^{\beta_i}} \quad \text{für } i = 1, 3 \quad (5.4.5)$$

abgebildet werden (Abbildung 5.4.2 (b)). Die Parameter $A_i(T)$ und $\alpha_i(T)$ ermöglichen die konsistente Modellierung der Temperaturabhängigkeit. Die Größen ν_i und β_i stellen Spannungsexponenten dar.

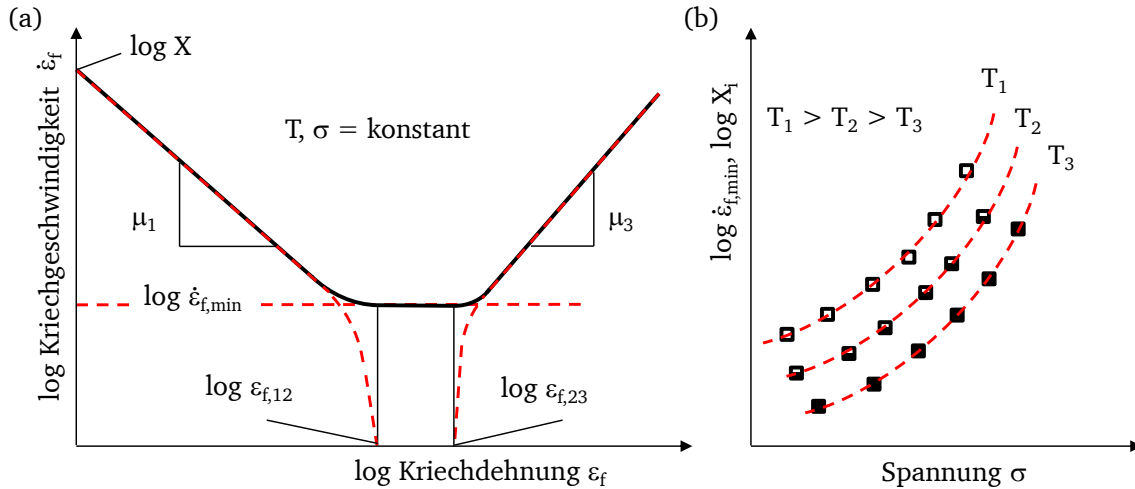


Abbildung 5.4.2: Schematische Darstellung der Parameter der linearen Teilgleichungen für die Primär- und Tertiär-Kriechgeschwindigkeit bei doppelt-logarithmischer Auftragung über der Kriechdehnung (a), sowie der Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der Schnittpunkte mit der Ordinaten-Achse X_i und der minimalen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{f,min}$ (b)

Eine einfache additive Zusammensetzung der eben aufgeführten linearen Gleichungen zur Beschreibung der Primär-, Tertiär- und minimalen Kriechgeschwindigkeit würde jedoch zu einer Überschätzung der Kriechdehnung in den Übergangsbereichen führen. Zur Lösung dieses Problems lassen sich Wichtungsfunktionen für den Primär-Kriechbereich $H(\epsilon_f)$ und für den Tertiär-Kriechbereich $I(\epsilon_f)$ einführen (vgl. Gleichung 5.4.3). Die Funktion

$$H(\epsilon_f) = e^{-\gamma_1 \left(\frac{\epsilon_f}{\epsilon_{f,12}} \right)^{\delta_1}} \quad (5.4.6)$$

verringert die Kriechgeschwindigkeit des Primär-Anteils $\dot{\epsilon}_{f,I}$ bei Erreichen der Übergangsdehnung vom Primär- zum Sekundär-Kriechen $\epsilon_{f,12}$ exponentiell. Gleichermäßen beschreibt

$$I(\epsilon_f) = 1 - e^{-\gamma_3 \left(\frac{\epsilon_f}{\epsilon_{f,23}} \right)^{\delta_3}} \quad (5.4.7)$$

den Übergang von Sekundär- zu Tertiär-Kriechen bei $\varepsilon_{f,12}$. Die Übergangsdehnungen weisen in Analogie zu den Übergangszeiten t_{12} und t_{23} der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung eine Abhängigkeit zur minimalen Kriechgeschwindigkeit auf [33]. Sie lassen sich demzufolge mit

$$\varepsilon_{f,12} = \rho_{12} \cdot \varepsilon_{f,\min}^{\omega_{12}} \quad (5.4.8)$$

sowie den Parametern ρ_{12} und ω_{12} bzw. ρ_{23} und ω_{23} modellieren.

Eine der größten Schwierigkeiten bei der Modellierung des Kriechverhaltens besteht in der Definition der Temperaturabhängigkeiten der Gleichungsparameter. Unterschiedliche Werkstoffe verhalten sich hierbei zum Teil grundlegend verschieden. In [5, 26, 27, 33, 55, 89] wurden dementsprechend breite Spektren von verhältnismäßig einfachen bis hin zu komplexen Gleichungen bei der Optimierung der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung herangezogen. Die Temperaturabhängigkeit der meisten Werkstoffe lässt sich jedoch grundsätzlich mit Funktionen von Arrhenius-Typ modellieren. Demzufolge ergibt sich für den Parameter $A_i(T)$:

$$A_i(T) = A_{i0} \cdot e^{\left(\frac{Q_{Ai}}{T}\right)} \quad \text{für } i = 1, 2, 3 \quad (5.4.9)$$

Zur Beschreibung des Parameters $\alpha_i(T)$ hat sich ein linearer Ansatz

$$\alpha_i(T) = \alpha_{i0} + \alpha_{i1} \cdot T \quad \text{für } i = 1, 2, 3 \quad (5.4.10)$$

als geeignet herausgestellt.

Insgesamt bietet die implizite Garofalo-Kriechgleichung ein hohes Maß an Flexibilität und viele Freiheitsgrade bei der Auswahl und Optimierung der Spannungs- und Temperaturabhängigkeiten. Die eben vorgestellten Ansätze stellen eine verhältnismäßig einfache und für die Nickelbasiswerkstoffe Nimonic 80A und Nimonic 101 optimierte Variante dar. Die Kriechbeschreibung anderer Werkstoffe kann jedoch alternative Gleichungen zur Modellierung der Kriechgeschwindigkeit erforderlich machen [134, 137].

Die Beschreibung des Kriechverhaltens beruht bei der impliziten Garofalo-Kriechgleichung, wie auch bei den anderen Kriechmodellen auf experimentellen Ergebnissen isothermer Versuche mit konstanter Spannung und Temperatur. Zur Abbildung von transienten Beanspruchungen werden somit Verfestigungsgesetze benötigt, welche die Entwicklung der Kriechverformung bei veränderlichen Beanspruchungen beschreiben. Die Dehnungsverfestigungsregel bildet das reale Werkstoffverhalten für die meisten Werkstoffe auch bei veränderlicher Spannung hinreichend genau ab (vgl. Abbildung 2.6.3 (b), Abschnitt 2.6.2) [135]. In [61] wird die Dehnungsverfestigung ebenfalls für die analytische Betrachtung transientser Temperaturbedingungen vorgeschlagen. Die implizite Garofalo-Kriechgleichung setzt die Dehnungsverfestigung aufgrund der Modellstruktur direkt um. Die Kriechgeschwindigkeit wird immer in Abhängigkeit der bis dahin akkumulierten Kriechdehnung berechnet. Dies ist in Abbildung 5.4.3 nochmals schematisch für zyklische Temperaturwechsel dargestellt.

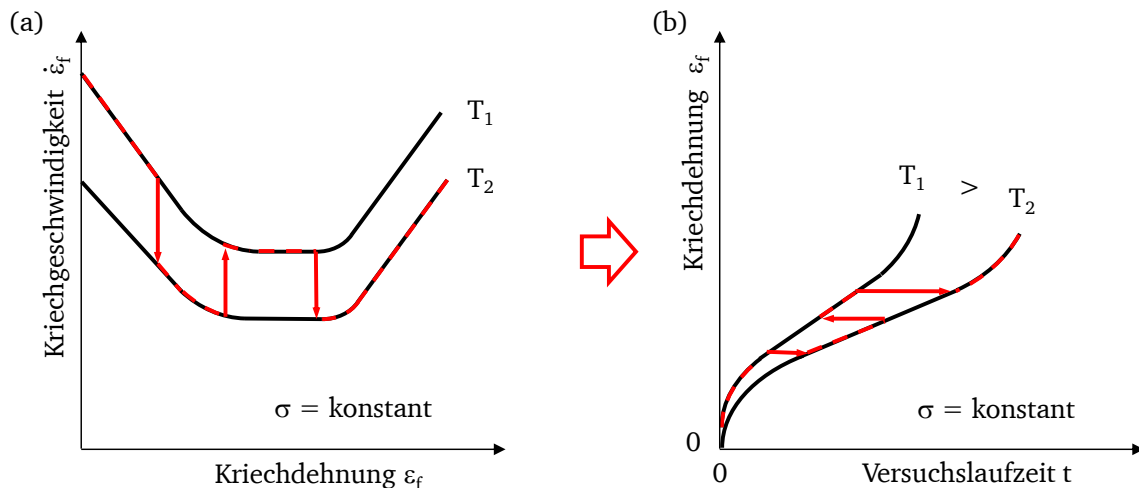


Abbildung 5.4.3: Verlauf der Kriechgeschwindigkeit (a) und der Kriechdehnung (b) bei zyklischen Temperaturwechseln unter Annahme einer Dehnungsverfestigung

5.4.1 Numerische Implementierung

Zur numerischen Implementierung der impliziten Form der Garofalo-Kriechgleichung wird die benutzerdefinierte Subroutine *CREEP* entsprechend angepasst. Die Struktur der Kriechgleichung ermöglicht die direkte Berechnung des Kriechinkrements für den jeweiligen Zeitschritt und bietet somit Vorteile bei der Robustheit und der Rechengeschwindigkeit (vgl. Abschnitt 2.4.2).

Zunächst prüft die Routine die eingehenden Beanspruchungsgrößen der Temperatur und der Spannung. Falls die Temperatur oder die Spannung den Wert Null annehmen, wird die Routine abgebrochen und eine entsprechende Warnmeldung an das FE-Programm übermittelt. Für diese Beanspruchungen sind die Gleichungen der impliziten Garofalo-Kriechgleichung nicht definiert und könnten zu fehlerhaften Kriechdehnungen bzw. zu unerlaubten Rechenoperationen wie der Division durch Null führen.

Des Weiteren wird stets die aktuelle Kriechdehnung überprüft. Auch diese muss einen Wert größer als Null annehmen, damit die Kriechgleichung korrekte Ergebnisse ausgibt. Liegt keine Kriechdehnung vor, werden die Terme zur Beschreibung des Primär- und Tertiär-Kriechens zu Null und lediglich die minimale Kriechgeschwindigkeit beibehalten. Somit muss ein Startwert der Kriechdehnung definiert werden. Ist die vom FE-Programm übergebene Gesamtkriechdehnung kleiner als der Startwert, wird die Kriechgeschwindigkeit für die vorliegende Temperatur und Spannung bei eben diesem Dehnungsstartwert berechnet und an das FE-Programm übergeben. Diese Vorgehensweise wird wiederholt, bis die aktuelle Gesamtkriechdehnung den definierten Startwert übersteigt. Somit wird die Gefahr von Konvergenzproblemen minimiert, da kleine Dehnungen aufgrund der Struktur der impliziten Garofalo-Kriechgleichung sonst möglicherweise große Kriechgeschwindigkeiten hervorrufen könnten. Als numerisch stabiler Startwert hat sich eine Kriechdehnung von 0,001 % herausgestellt.

Die entwickelte Kriech-Subroutine ist für implizite und explizite Integration geeignet. Das bei expliziter Integration vorliegende Anfangswertproblem zur Lösung der Differenzialgleichung

$$\dot{\epsilon}_f = f(\epsilon_f, t) \quad , \quad \text{mit} \quad \epsilon_f(t_i) = \epsilon_{f,i} \quad (5.4.11)$$

für ein Zeitinkrement Δt , wird in der Routine über das numerischen Einschrittverfahren nach Heun gelöst. Zunächst erfolgt die Berechnung der Kriechgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_f(\varepsilon_{f,i}, t_i)$ mithilfe der impliziten Garofalo-Kriechgleichung. Durch Einsetzen des expliziten Euler-Verfahrens [183] erhält man eine fiktive Kriechdehnung mit

$$\varepsilon_{f,i+1}^* = \varepsilon_{f,i} + \Delta t \cdot \dot{\varepsilon}_f(\varepsilon_{f,i}, t_i) \quad (5.4.12)$$

für den Zeitpunkt t_{i+1} am Ende des Inkrements:

$$t_{i+1} = t_i + \Delta t \quad . \quad (5.4.13)$$

Gemäß des Verfahrens nach Heun wird diese fiktive Kriechdehnung zur Berechnung der Kriechgeschwindigkeit am Ende des Zeitinkrements $\dot{\varepsilon}_f(\varepsilon_{f,i+1}^*, t_{i+1})$ herangezogen und letztlich die gesuchte Kriechdehnung $\varepsilon_{f,i+1}$ aus dem Mittelwert der Kriechgeschwindigkeiten berechnet [183]:

$$\varepsilon_{f,i+1} = \varepsilon_{f,i} + \frac{1}{2} \cdot \Delta t \cdot \left[\dot{\varepsilon}_f(\varepsilon_{f,i}, t_i) + \dot{\varepsilon}_f(\varepsilon_{f,i+1}^*, t_{i+1}) \right] \quad . \quad (5.4.14)$$

Die Genauigkeit des Verfahrens wird durch die Zeitschrittweite der Inkremente bzw. dem vorgegebenen Grenzwert der Kriechverformung innerhalb eines Zeitschrittes bestimmt. Bei impliziter Integration wird die Kriechgeschwindigkeit der impliziten Garofalo-Kriechgleichung direkt an das FE-Programm übergeben, welches in dem Fall selbst über interne numerische Näherungsverfahren die Kriechdehnung für das Zeitinkrement berechnet.

Abaqus® kann somit das für die laufende numerische Berechnung stabilste Integrationsverfahren automatisch auswählen. Simulationen mit Überlagerung von plastischen und Kriechverformungen oder komplexer geometrischer Strukturen konvergieren häufig unter impliziter Integration schneller. Explizite Integration ist dagegen bei verhältnismäßig einfachen Problemstellungen effizienter, da die Routine nur zu Beginn und am Ende des Zeitinkrements aufgerufen werden muss und die Iterationsschritte des impliziten Verfahrens entfallen [69].

5.4.2 Kriechmodellierung der untersuchten Werkstoffe

Zur Optimierung der Parameter der impliziten Garofalo-Kriechgleichung werden die Kriechgeschwindigkeiten in Abhängigkeit der Kriechdehnung benötigt. Aufgrund der Ungenauigkeiten bei der experimentellen Bestimmung der Kriechdehnung können die daraus berechneten Kriechgeschwindigkeiten eine beachtliche Streuung aufweisen. Die Anpassung der Parameter der impliziten Garofalo-Kriechgleichung erfordert daher zunächst ein geeignetes Glättungsverfahren für die Kriechdaten. Des Weiteren kann die Entwicklung eines Parametersatzes für einen schmelzenübergreifenden Werkstoffmittelwert von Interesse sein. Somit bieten sich Zeit-Temperatur-Parameter als Glättungsverfahren an, die sowohl geglättete Kriechkurven erzeugen als auch die Berücksichtigung unterschiedlicher Schmelzen ermöglichen. Die Manson-Brown Meisterkurven (vgl. Gleichung 4.2.1) für den Nimonic 80A sind für eine Reihe von Kriechdehnungen zwischen 0,01 und 10 % in Abbildung 5.4.4 (a) dargestellt. Daraus können Kriechgeschwindigkeiten berechnet werden, die in Abbildung 5.4.4 (b) den experimentell bestimmten Werten gegenübergestellt sind.

Die Parameteranpassung erfolgt anschließend mithilfe der statistischen Rechenumgebung R. Zunächst werden die Parameter zur Beschreibung der minimalen Kriechgeschwindigkeit über nicht-lineare Kurvenanpassungen optimiert. Als Zielfunktion wird dabei stets die Minimierung der Fehlerquadratsumme

angestrebt. Anschließend lassen sich die Gleichungsparameter für den Primär- und Tertiär-Bereich ermitteln. Die Wichtungsfunktionen für den Übergang von Primär- zu Sekundär- bzw. Sekundär- zu Tertiär-Kriechbereich werden im Anschluss mit den bereits optimierten Parametern bestimmt. Allerdings sind die Übergangsdehnungen ε_{12} und ε_{23} beim Nimonic 80A nur begrenzt temperatur- und spannungsabhängig. Die Parameter ω_{12} und ω_{23} werden somit zu Null. Die Parameter γ und δ weisen ebenfalls eine geringe Signifikanz auf. Die Prüfung der Signifikanz der Parameter wird am Ende dieses Kapitels detailliert erläutert. Mithilfe des im Anhang in Tabelle D.0.7 dargestellten Parametersatzes der impliziten Garofalo-Kriechgleichung wird die Beschreibung des Nimonic 80A Kriechverhaltens mit hinreichender Genauigkeit möglich (Abbildung 5.4.5 (a)).

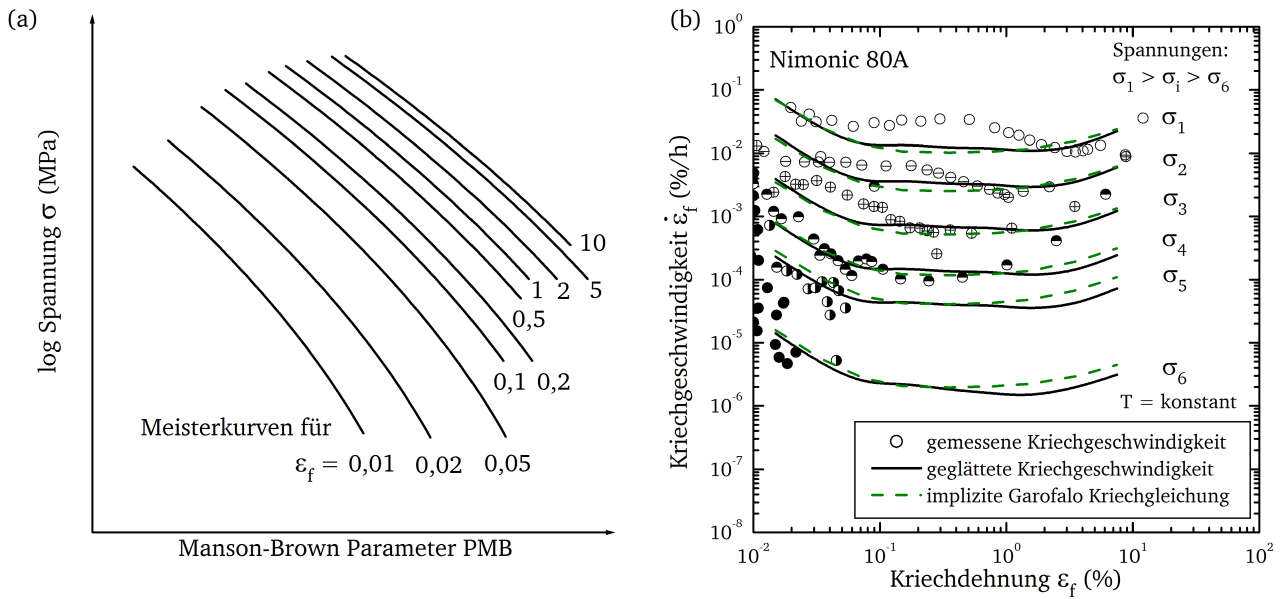


Abbildung 5.4.4: Schematische Darstellung der Meisterkurven für eine Reihe von Kriechdehnungen (a) zur Ableitung von geglätteten Kriechdehnungen sowie deren Kriechgeschwindigkeiten am Beispiel des Nimonic 80A (b)

Im Gegensatz zum Nimonic 80A erfordert die Beschreibung der Temperaturabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit beim Nimonic 101 einen erweiterten Ansatz:

$$\alpha_2(T) = e^{\left(\alpha_{20} - \frac{Q_{\alpha 20}}{T}\right)} \quad (5.4.15)$$

Zudem bedingt die Modellierung der Übergangsbereiche die zusätzlichen Terme

$$\omega_{12}(T) = \omega_{10} + \omega_{11} \cdot T \quad (5.4.16)$$

und

$$\rho_{12}(T) = \rho_{10} \cdot e^{\frac{Q_{\rho 10}}{T}} \quad (5.4.17)$$

Im Anhang in Tabelle D.0.8 ist eine vollständige Zusammenstellung der Gleichungen und Parameter für den Nimonic 101 aufgeführt. Mithilfe der entwickelten Gleichungen und optimierten Parameter wird die hinreichend genaue Beschreibung der Kriechdehnungen möglich, wie es Abbildung 5.4.5 (b) beispielhaft für 700 °C dargestellt ist.

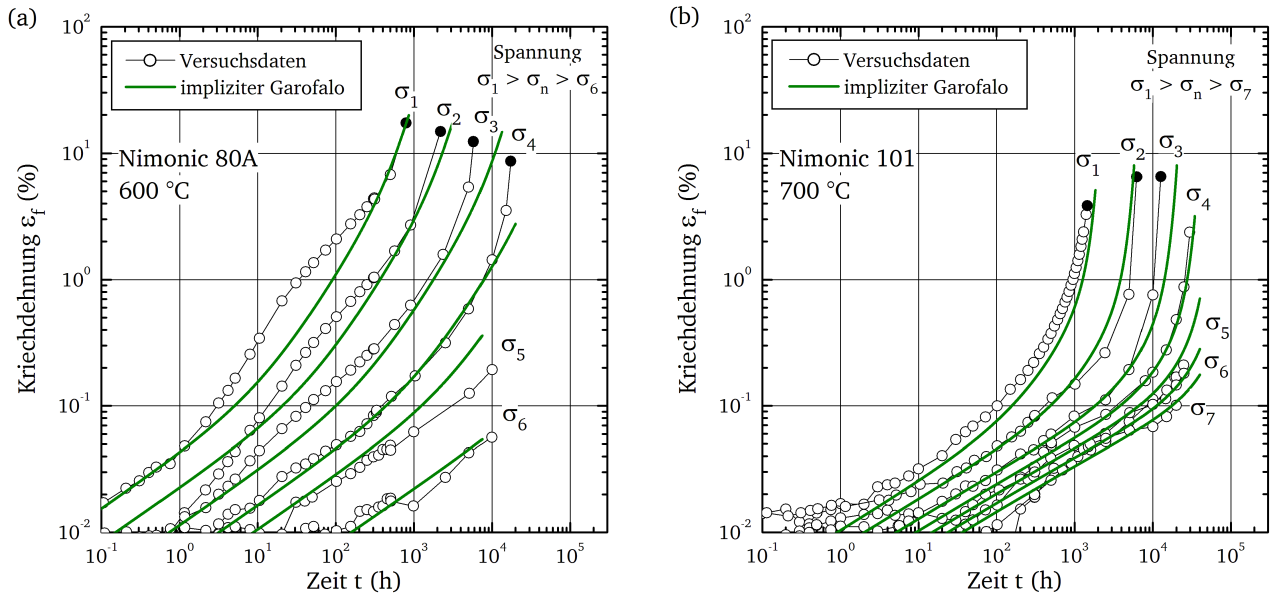


Abbildung 5.4.5: Kriechmodellierung des Nimonic 80A (a) und des Nimonic 101 (b) mit der impliziten Garofalo-Kriechgleichung

Im Rahmen der Parameteranpassung mit der Statistik-Umgebung R wird die Bewertung der Signifikanz der Gleichungen und Parameter möglich. So bietet das Rechenpaket *nlstools* neben der Lösung nicht-linearer Gleichungssysteme die Auswertung von statistischen Signifikanztest wie dem sogenannten t-Test. Unter Annahme einer Normalverteilung und der Unabhängigkeit der Parameter untereinander wird bewertet, welchen Einfluss eine gewisse Streuung eines Parameter auf das Rechenergebnis aufweist. Die Gleichungen zur Abbildung der Temperaturabhängigkeit sind für bestimmte Werkstoffe nur begrenzt signifikant. Die Parameter ρ , δ , γ und ω zur Definition der Übergangsbereiche der Kriechdehnungen weisen ebenfalls teilweise keine Signifikanz auf. Offensichtlich ist dies am vorgestellten Parametersatz des Nimonic 80A in dem bestimmte Parameter zu Null gesetzt werden können. Andere Werkstoffe zeigen jedoch eine entsprechende Abhängigkeit, sodass die vorgestellten Gleichungen eine möglichst allgemeingültige Formulierung darstellen sollen.

Basierend auf dem Prinzip der Superposition relevanter Dehnungsanteile konnten phänomenologische Werkstoffmodelle zur Beschreibung des elastisch-plastischen, des Volumenkontraktions- und des Kriechverhaltens für die Nickelbasiswerkstoffe Nimonic 80A und Nimonic 101 weiterentwickelt und optimiert werden. Die neu entwickelte implizite Formulierung der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung sowie deren numerische Implementierung in die benutzerdefinierte Subroutine CREEP verspricht eine verbesserte Robustheit und verkürzte Rechenzeiten. Die Parameteranpassungen basieren auf den experimentellen Ergebnissen bzw. Literaturdaten der Warmzug-, Kriech- und Glühversuche. Nachfolgend gilt es, die Werkstoffmodelle anhand der numerischen Nachrechnung der isothermen und transienten Kriech- und Relaxationsversuche zu validieren.

6 Validierung der Werkstoffmodelle

In nachfolgenden Kapitel werden die entwickelten phänomenologischen Werkstoffmodelle und die Methode der Superposition relevanter Dehnungsanteile anhand numerischer Simulationen der durchgeführten isothermen und transienten Versuche validiert. Zunächst soll die Genauigkeit der unterschiedlich komplexen Kriechmodelle bei der Abbildung des Verformungsverhaltens bewertet werden. Anschließend folgt die Validierung anhand der Nachrechnung der kontinuierlichen Relaxationsversuche und der Versuche an Schraubenverbindungsmodellen. Zudem ermöglichen gestufte Relaxationsversuche die Untersuchung des Verhaltens der Werkstoffmodelle bei zyklischer Be- und Entlastung. Abschließend soll die numerische Simulation der transienten Relaxationsversuche und bauteilnaher Schraubenverbindungsmodelle mit Dehnhülsen die Leistungsfähigkeit der phänomenologischen Modelle bei der Bewertung realer Bauteile und anwendungsnaher Beanspruchungsbedingungen aufzeigen. Eine Sensitivitätsanalyse zu den Beanspruchungsgrößen Temperatur und Spannung, zu den Werkstoffeigenschaften und zu den Modellparametern der Norton-Bailey-Kriechgleichung soll letztlich deren Einfluss auf die Simulationsergebnisse aufzeigen.

6.1 Isothermes Verformungsverhalten

Der erste Schritt der Validierung der entwickelten Werkstoffmodelle besteht in der Nachrechnung der gemessenen permanenten Dehnung der Zeitstandversuche, in denen die drei Verformungsanteile der plastischen Anfangsdehnung, der Kriechdehnung sowie der Volumenkontraktion überlagert vorliegen. In der Abbildung 6.1.1 sind die gemessenen permanenten Dehnungen ε_{per} des Nimonic 80A über den modellierten permanenten Dehnungen $\varepsilon_{\text{per}}^*$ in sogenannten 45°-Diagrammen aufgetragen.

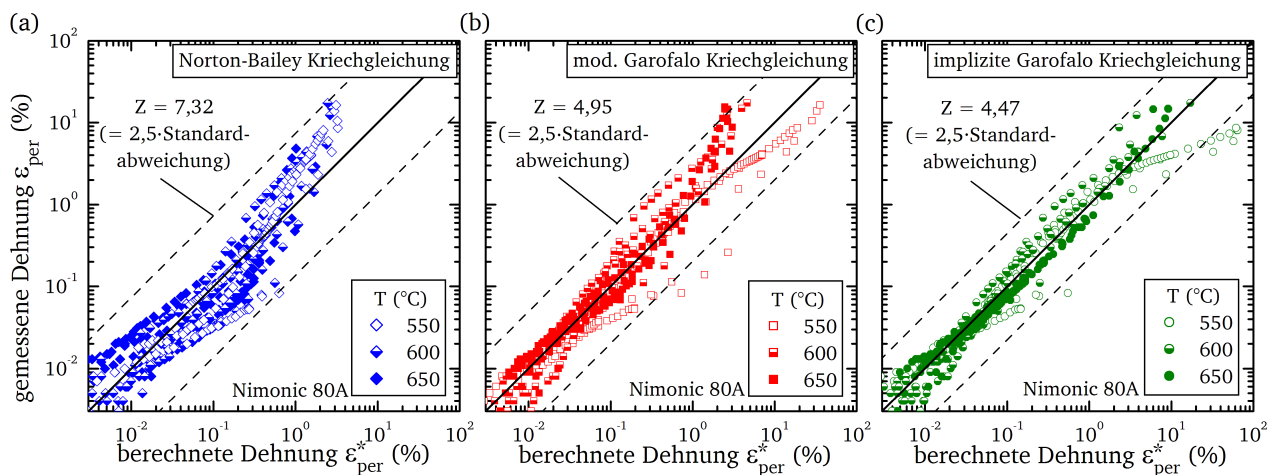


Abbildung 6.1.1: Gegenüberstellung von gemessenen ε_{per} und berechneten $\varepsilon_{\text{per}}^*$ permanenten Dehnungen der Kriechversuche am Nimonic 80A mit den Kriechmodell nach Norton-Bailey- (a) sowie der modifizierten (b) und der impliziten (c) Garofalo-Kriechgleichung

Stimmen Modell und Versuch vollständig überein, würden die Wertepaare auf der zur Veranschaulichung eingetragenen 45°-Winkelhalbierenden liegen. Diese Form der Darstellung ermöglicht einen ersten Vergleich der unterschiedlichen Kriechmodelle. Demnach sind die Abweichungen zwischen Modell

und Versuch der beiden Garofalo-Kriechgleichungen kleiner als beim Norton-Bailey-Ansatz. Des Weiteren wird deutlich, dass die permanente Verformung im Tertiär-Kriechbereich vom Norton-Bailey-Modell erwartungsgemäß unterschätzt wird. Ebenso nicht-konservativ abgebildet werden die Tertiär-Kriechverformungen bei 600 und 650 °C von dem optimierten Parametersatz der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung. Die Abweichungen zwischen berechneter und gemessener permanenter Dehnung im Tertiär-Kriechbereich der 550 °C Versuche beruhen auf einer zweiten Verfestigung, welche bei diesen Kriechversuchen zu beobachten ist (siehe Abschnitt 4.2.2, Abbildung 4.2.3). Der daraus resultierende „Doppel-S-Schlag“ der Kriechkurve wird von den Garofalo-Ansätzen nur begrenzt abgebildet und führt zu der konservativen Abschätzung der Dehnung.

Eine quantitative Bewertung der Genauigkeit ermöglicht die Bestimmung der Streubandbreite der logarithmierten Dehnungswertepaare. Unter Annahme einer Normalverteilung umfasst die 2,5-fache Standardabweichung annähernd 99 % aller permanenten Dehnungen und ist gemäß der ECCC-Richtlinie [184] zur Bewertung von Kriechdatensätzen als Z-Wert definiert:

$$Z = 10^{2,5 \cdot \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^j (\varepsilon_{\text{per},i} - \varepsilon_{\text{per},i}^*)^2}{j-1}}} \quad (6.1.1)$$

Die Streubandbreiten der Kriechmodellierungen bestätigen den visuellen Eindruck, dass die Streuung der mittels der Norton-Bailey-Kriechgleichung berechneten Dehnungen am größten ist, während die Garofalo-Modelle vergleichbare Z-Werte aufweisen (vgl. Abbildung 6.1.1). Versuche mit einer größeren Anzahl an Datenpunkten werden bei dieser Art der Auswertung jedoch stärker gewichtet als Versuche mit weniger Messdaten. Deshalb ist darauf zu achten, möglichst gleich viele Datenpunkte pro Kriechversuch für die Auswertung heranzuziehen. Ungeachtet dessen ist der Z-Wert unter Verwendung desselben Datensatzes und der Nachrechnung derselben Messdaten für einen ersten Vergleich geeignet.

Die Problematik der Wichtung kann vermieden werden, indem die zum Erreichen einer definierten Dehnung notwendigen Zeiten ausgewertet werden. In Abbildung 6.1.2 (a) sind beispielhaft für den Nimonic 80A die gemessenen Zeiten $t_{p0,2\%}$ und die mithilfe der impliziten Garofalo-Kriechgleichung berechneten Zeiten $t_{p0,2\%}^*$ zum Erreichen einer permanenten Dehnung von 0,2 % dargestellt.

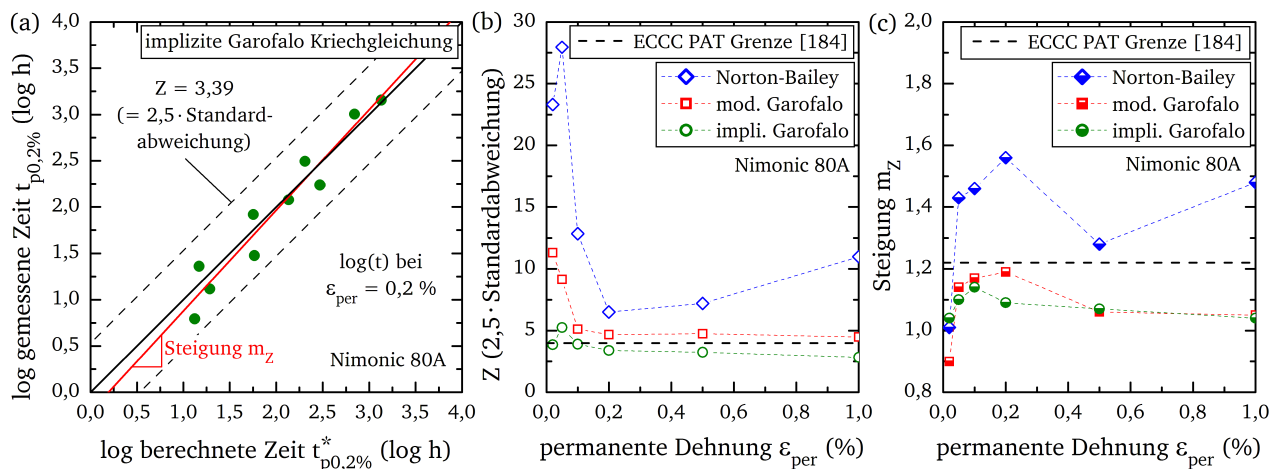


Abbildung 6.1.2: Auswertung der gemessenen $t_{p0,2\%}$ und der mit dem impliziten Kriechmodell berechneten $t_{p0,2\%}^*$ Zeiten bei einer permanenten Dehnung der Nimonic 80A Kriechversuche von 0,2 % (a) sowie Vergleich der Streubandfaktoren Z (b) und der Steigungen m_Z (c) von Norton-Bailey-, modifizierter und impliziter Garofalo-Kriechgleichung bei den untersuchten permanenten Dehnungen

Der Z-Wert kennzeichnet erneut die 2,5-fache Standardabweichung. Die Steigung einer linearen Regressionsgeraden durch die dargestellten Wertepaare m_Z zeigt mögliche systematische Abweichungen der Modelle auf. Eine Steigung von eins besagt, dass die Abweichungen im Langzeit- und Kurzzeitbereich vergleichbar sind. Werte größer eins deuten darauf hin, dass die Kriechverformung bei kurzen Zeiten vom Modell überschätzt und bei langen Zeiten unterschätzt wird. In [184] ist daher ein Bereich zwischen 0,78 und 1,22 definiert, in dem die Steigung einer zulässigen Kriechmodellierung liegen sollte. Des Weiteren wird in den ECCC-Richtlinien [184] ein maximaler Streubandfaktor Z von vier festgelegt. Überschreitet die Auswertung diesen Grenzwert, ist die Anwendbarkeit des Kriechmodells bzw. der Parameteranpassung für diesen Datensatz infrage zu stellen. In den Abbildungen 6.1.2 (b) und (c) sind die Z- und m_Z -Werte für die untersuchten Kriechmodelle bei den permanenten Dehnungen 0,02; 0,05; 0,1; 0,2; 0,5 und 1 % für den Nimonic 80A dargestellt. Sowohl die Norton-Bailey-Gleichung als auch die modifizierte Garofalo-Anpassung weisen bei kleinen Dehnungen einen großen Streubandfaktor auf. Dieser nimmt zwar zu größeren Dehnungen hin ab, jedoch liegt lediglich die implizite Garofalo-Kriechgleichung unter dem Grenzwert der ECCC. Die Steigungen m_Z der Kriechmodelle sind tendenziell größer als eins. Der vorgeschlagene Grenzwert wird allerdings nur von der Norton-Bailey-Anpassung überschritten. Das implizite Garofalo-Kriechmodell weist somit im Vergleich zum Norton-Bailey- und modifizierten Garofalo-Ansatz die größte Genauigkeit bei der Vorhersage der permanenten Verformung der Kriechversuche am Nimonic 80A auf.

Die 45°-Diagramme der permanenten Dehnungen der Kriechversuche am Nimonic 101 (Abbildung 6.1.3) verdeutlichen, dass der Norton-Bailey-Ansatz das Kriechverhalten lediglich bis ca. 0,2 % abbildet. Die modifizierte und die implizite Garofalo-Kriechgleichung ermöglichen hingegen eine hinreichend genaue Beschreibung auch bei höheren Dehnungen mit vergleichbaren Streubandbreiten.

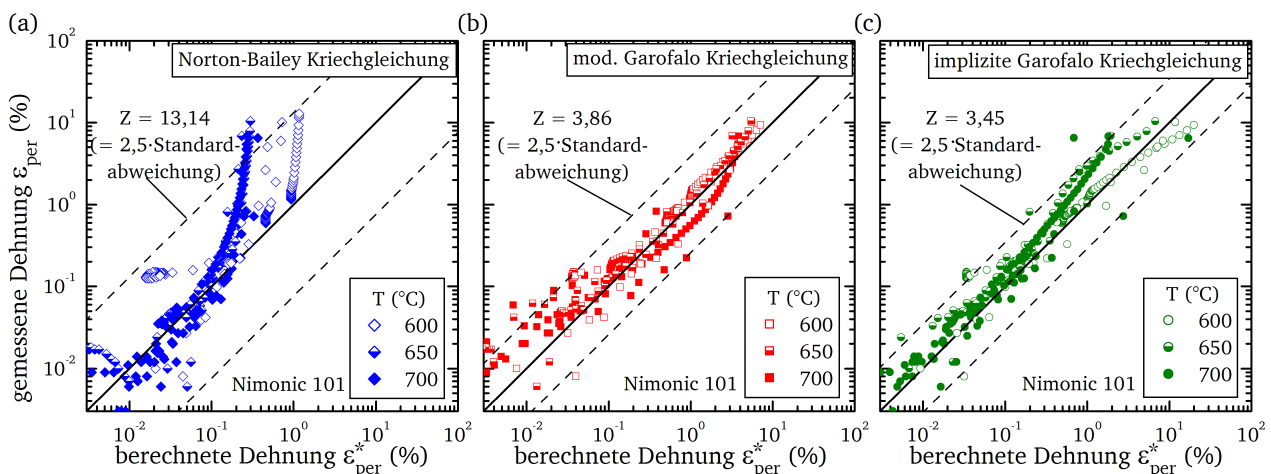


Abbildung 6.1.3: Gegenüberstellung von gemessenen ε_{per} und berechneten $\varepsilon_{\text{per}}^*$ permanenten Dehnungen der Kriechversuche am Nimonic 101 mit den Kriechmodell nach Norton-Bailey- (a) sowie der modifizierten (b) und der impliziten (c) Garofalo-Kriechgleichung

Die Ursache der deutlichen Abweichungen der Norton-Bailey-Gleichung liegt in der Form der Kriechkurven begründet. So verlaufen die permanenten Dehnungen des Nimonic 101 zunächst verhältnismäßig flach, bevor es nach Durchlaufen der minimalen Kriechdehnung bei ungefähr 0,2 % zu einem verhältnismäßig starken Anstieg der Kriechkurve kommt (vgl. Abbildung 4.2.4). Der Norton-Ansatz kann jedoch in der doppelt-logarithmischen Darstellung lediglich lineares Kriechverhalten abbilden. Ein Kriechversuch zeigte bei 600 °C eine unerwartet hohe plastische Anfangsdehnung (vgl. Abbildung 5.1.2 (b)), welche

von dem analytischen Werkstoffmodell nur unzureichend erfasst wird. Die Ursache der hohen Anfangsdehnung konnte nicht abschließend geklärt werden. Dieser Versuch wird dementsprechend als Ausreißer betrachtet und bei der Bestimmung des Z -Wertes nicht berücksichtigt.

In Abbildung 6.1.4 (a) sind die berechneten Zeiten zum Erreichen von 0,2 % permanenter Dehnung den gemessenen gegenübergestellt. Anhand dieser Auftragung lassen sich die Streubandbreiten (Abbildung 6.1.4 (b)) sowie die Steigungen m_Z (Abbildung 6.1.4 (c)) zur Bewertung der Genauigkeit der unterschiedlichen Kriechmodelle für den Nimonic 101 bestimmen. Bei permanenten Dehnungen kleiner 0,1 % weist die implizite Garofalo-Kriechgleichung die geringste Streubandbreite auf. Ab einer Verformung von 0,1 % sind die Z -Werte der modifizierten und der impliziten Garofalo-Kriechgleichung vergleichbar und liegen unterhalb des ECCC-Grenzwertes von vier. Die Norton-Bailey-Kriechgleichung erreicht lediglich bei 0,1 % eine akzeptable Streubandbreite. Bei größeren Dehnungen überschreiten die Z -Werte die Darstellungsgrenze. Mit Ausnahme des 1 % Dehnungswertes der Norton-Bailey-Gleichung liegen die Steigungen m_Z innerhalb der von der ECCC vorgeschlagenen Grenzen.

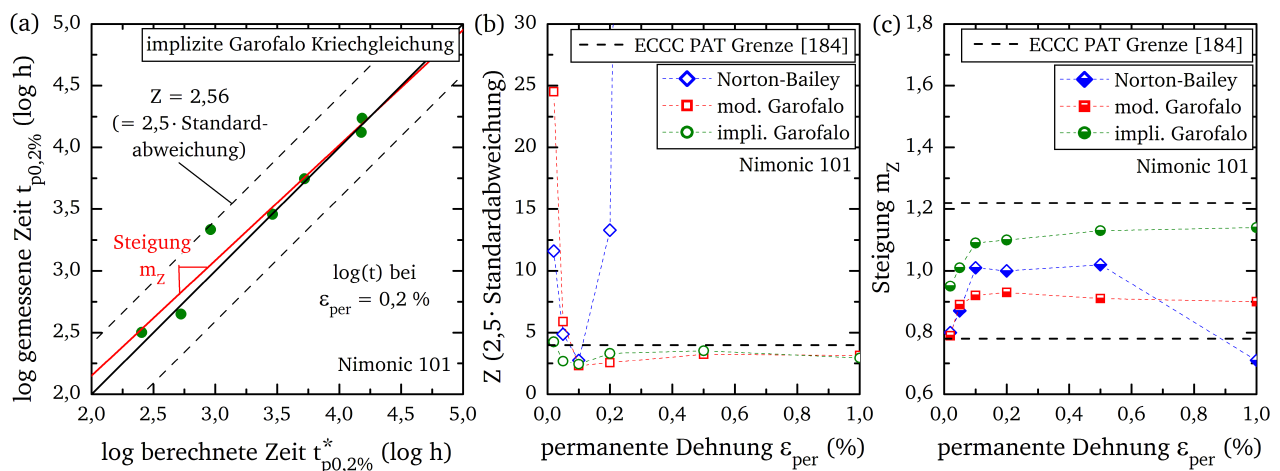


Abbildung 6.1.4: Auswertung der gemessenen $t_{p0,2\%}$ und der mit dem impliziten Kriechmodell berechneten $t_{p0,2\%}^*$ Zeiten bei einer permanenten Dehnung der Nimonic 101 Kriechversuche von 0,2 % (a) sowie Vergleich der Streubandfaktoren Z (b) und der Steigungen m_Z (c) von Norton-Bailey-, modifiziertem und implizitem Garofalo-Kriechmodell bei den untersuchten permanenten Dehnungen

Die Validierung der entwickelten Werkstoffmodelle anhand der numerischen Nachrechnung isothermer Kriechversuche hat sowohl für den Nimonic 80A als auch für den Nimonic 101 gezeigt, dass die modifizierte und die implizite Garofalo-Kriechgleichung eine hinreichend genaue Abbildung des Verformungsverhaltens innerhalb der von der ECCC [184] vorgeschlagenen Genauigkeitsgrenzen ermöglichen. Die Norton-Bailey-Kriechgleichung kann das Werkstoffverhalten lediglich in einem begrenzten Dehnungsbereich adäquat beschreiben.

6.2 Isothermes Relaxationsverhalten

Im zweiten Schritt der Validierung wird die Anwendbarkeit der phänomenologischen Werkstoffmodelle anhand der numerischen FE-Simulation isothermer Relaxationsversuche aufgezeigt. Anhand gestufter Versuche sollen die Werkstoffmodelle zudem bei hohen Spannungen und der Überlagerung von signifikanter plastischer Anfangsverformung und Kriechverformung validiert werden.

6.2.1 Relaxationsversuche an Proben und Schraubenverbindungsmodellen

Zur möglichst realitätsnahen Abbildung der Beanspruchungsbedingungen werden zunächst axialsymmetrische FE-Modelle der Proben erstellt. Die Lastaufbringung der kontinuierlichen Versuche erfolgt über einen Lastangriffspunkt, der mit der Gewindefläche fest verbunden ist (Abbildung 6.2.1). Eine benutzerdefinierte Subroutine *UAMP* fungierte als PID-Regler und variiert die Kraft, sodass die am Sensorknoten ausgewerteten Verschiebungen der Sollwertvorgabe entsprechen. Das Verspannen der Schraubenverbindungsmodelle erfolgt numerisch über einen definierten Abstand zwischen der Grenzfläche von Mutter und Hülse (Abbildung 6.2.1). Die Restspannung ergibt sich anhand der Verschiebung der Sensorknoten an den Enden des Schraubenbolzens in Analogie zur experimentellen Vorgehensweise.

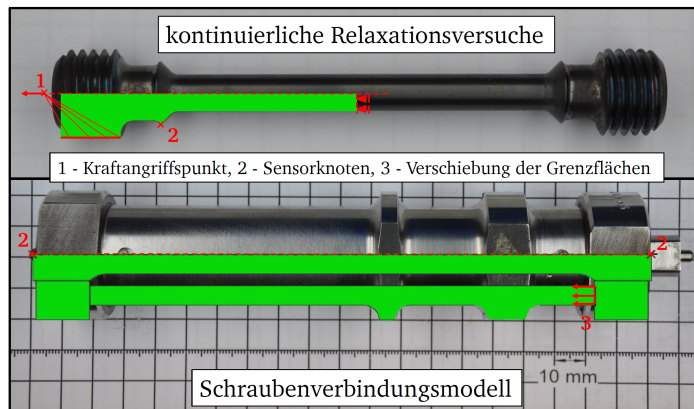


Abbildung 6.2.1: Umsetzung der experimentellen Beanspruchungen bei der numerischen Nachrechnung von kontinuierlichen Relaxationsversuchen und Versuchen an Schraubenverbindungsmodellen

In Abbildung 6.2.2 sind die experimentell gemessenen und die numerisch berechneten Spannungsrelaxationskurven sowie die Restspannungen der Schraubenverbindungsmodelle für den Nimonic 80A dargestellt. Die Auswertung umfasst die Norton-Bailey-, die modifizierte und die implizite Garofalo-Kriechgleichung. An dieser Stelle sei erneut darauf hingewiesen, dass die Parameteranpassung der Werkstoffmodelle ohne Berücksichtigung der Relaxationsversuche erfolgte.

In der ECCC-Richtlinie zur Bewertung von Relaxationsauswertungen [185] wird eine Grenze von ± 15 MPa als ein Gültigkeitskriterium herangezogen. Dieses Kriterium bezieht sich ursprünglich auf die maximale Abweichung der Mittelwertkurve von berechneten Relaxationsspannungen, die in 45° -Diagrammen den experimentellen gegenübergestellt sind. Die ± 15 MPa entsprechen in guter Näherung den Unsicherheiten der Versuchs- und Messtechnik des Relaxationsversuches. Aufgrund der komplexen Überlagerung der unterschiedlichen Einflussfaktoren ist eine analytische Berechnung der Messunsicherheit nur eingeschränkt möglich. Im Rahmen der Sensitivitätsanalyse wird die Streuung der Relaxationsversuche jedoch mithilfe einer Monte-Carlo Simulation weiterführend betrachtet (vgl. Abschnitt 6.5.1).

Die untersuchten Kriechmodelle bilden das Relaxationsverhalten hinreichend genau ab (vgl. Abbildung 6.2.2). Mit Ausnahme der Nachrechnung des 600°C -Versuches mithilfe der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung liegen die numerisch bestimmten Spannungsverläufe innerhalb des ± 15 MPa Kriteriums. Verglichen mit den anderen beiden Kriechmodellen erreicht die implizite Gleichung bei 550 und 600°C eine höhere Genauigkeit bei der Abbildung der Relaxation. Die Restspannungen der Schraubenverbindungsmodellversuche werden ebenfalls mit guter Genauigkeit abgeschätzt. Jedoch konnte mit

dem aktuellen Parametersatz der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung bei der FE-Simulation des Schraubenverbindungsmodells bei 650 °C keine Konvergenz erzielt werden. Wird nur der Schraubenbolzen mit der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung gerechnet und für die Hülse die Norton-Bailey-Anpassung herangezogen, konvergiert die Rechnung. Die Vergleichbarkeit der numerisch bestimmten Restspannung ist somit entsprechend eingeschränkt.

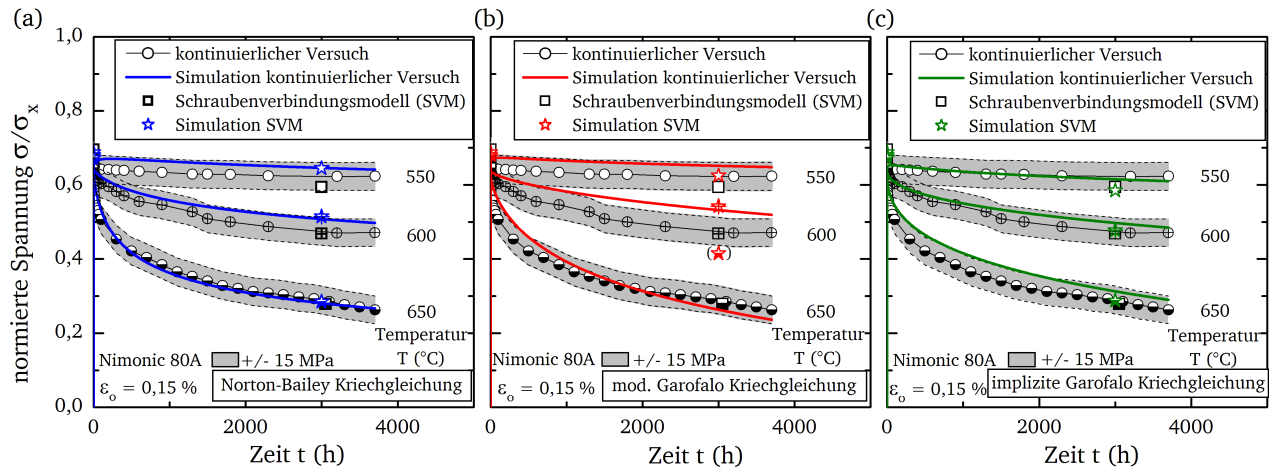


Abbildung 6.2.2: Vergleich experimentell bestimmter und mithilfe der Norton-Bailey- (a), der modifizierten Garofalo- (b) sowie der impliziten Garofalo-Kriechgleichung (c) berechneter Verläufe der Relaxationsspannung des Nimonic 80A

Gleichmaßen erzielen die entwickelten Werkstoffmodelle am Nimonic 101 eine hinreichend gute Genauigkeit bei der Nachrechnung der Relaxationsversuche (Abbildung 6.2.3). Die Modelle simulieren neben dem Abfall der Spannung infolge dominierender Kriechverformung auch den Anstieg der Spannung aufgrund der zunehmenden Volumenkontraktion bei 600 und 650 °C. Die berechneten kontinuierlichen Spannungsverläufe liegen in der Regel innerhalb des grau markierten ± 15 MPa Kriteriums.

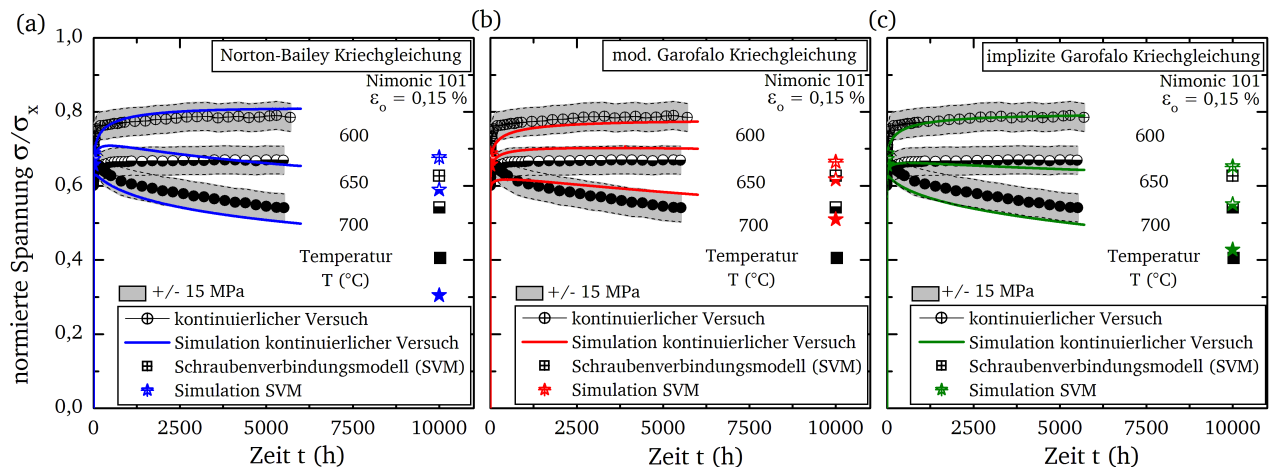


Abbildung 6.2.3: Vergleich experimentell bestimmter und mithilfe der Norton-Bailey- (a), der modifizierten Garofalo- (b) sowie der impliziten Garofalo-Kriechgleichung (c) berechneter Verläufe der Relaxationsspannung des Nimonic 101

Allerdings werden bei den Restspannungen der Schraubenverbindungsmodelle zum Teil große Unterschiede zwischen Simulation und Experiment deutlich. Es wird vermutet, dass die Ursache in der Genau-

igkeit der Kriechbeschreibungen bei der Abbildung von Spannungen kleiner 100 MPa zu finden ist, wie sie in den Hülzen der Schraubenverbindungsmodelle auftreten. In diesem niedrigen Spannungsbereich scheinen die Parameter der impliziten Garofalo-Kriechgleichung eine bessere Vorhersage zu ermöglichen. Mit einer entsprechenden Optimierung der Gleichungsparameter und gegebenenfalls der Anwendungen alternativer Funktionen zur Beschreibung der Spannungsabhängigkeit lässt sich auch die modifizierte Garofalo-Kriechgleichung zur genauen Vorhersage der Kriechdehnung im Bereich niedriger Spannungen ertüchtigen [33, 55].

Zur Quantifizierung der bisher subjektiv getroffenen Aussagen über die Genauigkeit wird die Fehlerfläche δ_A zwischen gemessenen und nachgerechneten Spannungsverläufen (Abbildung 6.2.4 (a)) wie folgt berechnet:

$$\delta_A = \sum_{i=1}^j \left[\int_{t=0}^{t_{\text{Ende}}} \sqrt{(\sigma_{\text{gemessen},i} - \sigma_{\text{berechnet},i})^2} dt \right] \quad (n = \text{Anzahl kont. Relaxationsversuche}) \quad (6.2.1)$$

Diese Fläche entspricht somit einem Maß der Übereinstimmung von Modell und Versuch. Der in Abbildung 6.2.4 (b) dargestellte Vergleich der Kriechmodelle zeigt, dass für den Nimonic 80A die Norton-Bailey- und die implizite Garofalo-Kriechgleichung vergleichbare Fehlerflächen aufweisen. Die Abweichung des modifizierten Garofalo-Ansatzes ist dagegen deutlich größer. Die berechneten Fehlerflächen beim Nimonic 101 liegen insgesamt etwas über denen des Nimonic 80A. Die implizite Garofalo-Kriechgleichung erreicht die höchste Genauigkeit bei der Nachrechnung der kontinuierlichen Relaxationsversuche am Nimonic 101.

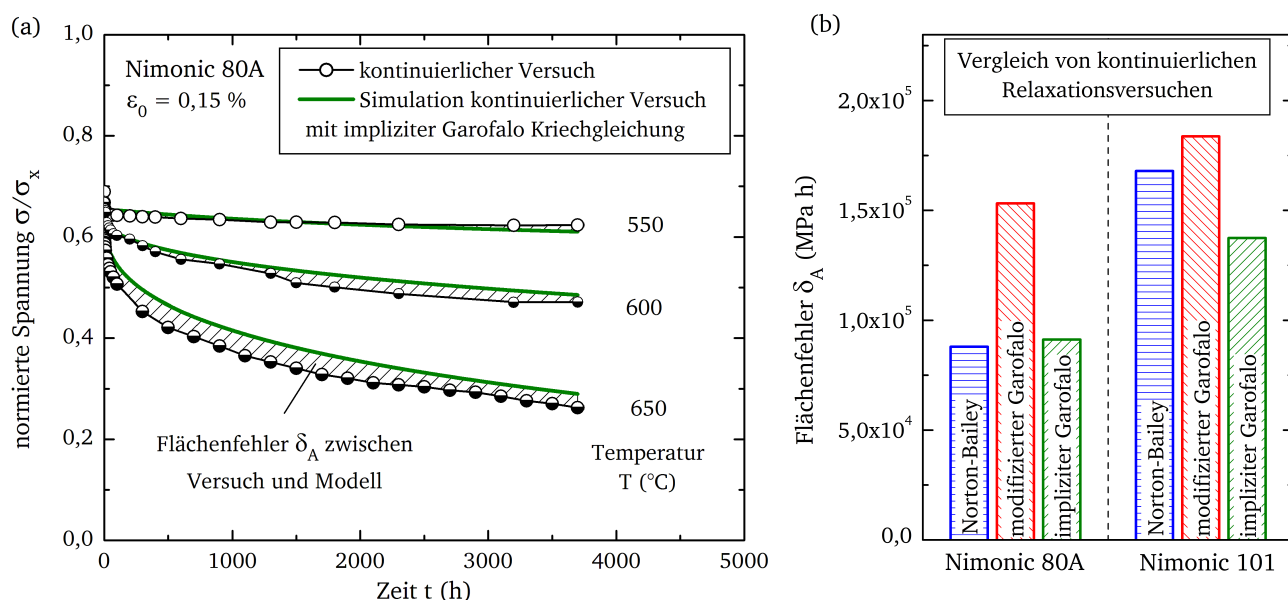


Abbildung 6.2.4: Fehlerfläche zwischen Modellvorhersagen der impliziten Garofalo-Kriechgleichung und den Relaxationsversuchen am Nimonic 80A (a), sowie Vergleich der Fehlerflächen der untersuchten Kriechmodelle für den Nimonic 80A und Nimonic 101 (b)

In den bereits erwähnten ECCC-Empfehlungen zur Bewertung von unterschiedlichen Modellen bei der Vorhersage des Relaxationsverhaltens wird ein Vergleich von berechneten und gemessenen Spannungen in 45° -Diagrammen vorgeschlagen. Wie bereits bei der Bewertung der permanenten Dehnung in Abschnitt 6.1 aufgeführt, würde der direkte Vergleich aller Versuchsdaten zu einer stärkeren Wichtung

der kontinuierlichen Versuche im Vergleich zu den Restspannungen der Schraubenverbindungsmodelle führen. Aus diesem Grund erfolgt die Auswertung des Verformungsverhaltens lediglich anhand fester Dehngrenzen. Bei den durchgeführten Spannungsrelaxationsversuchen bietet sich die Auswertung der Spannungen bei einer definierten Versuchslaufzeit an. In der vorliegenden Arbeit werden daher die Laufzeiten der Schraubenverbindungsmodelle für die Bewertung im 45°-Diagramm herangezogen, zumal diese bei der Analyse der Fehlerflächen nicht erfasst werden konnten. Zu beachten ist jedoch die geringe Anzahl an Datenpunkten. Beim Nimonic 80A liegen nach 3.000 h sechs Datenpunkte vor (Abbildung 6.2.5).

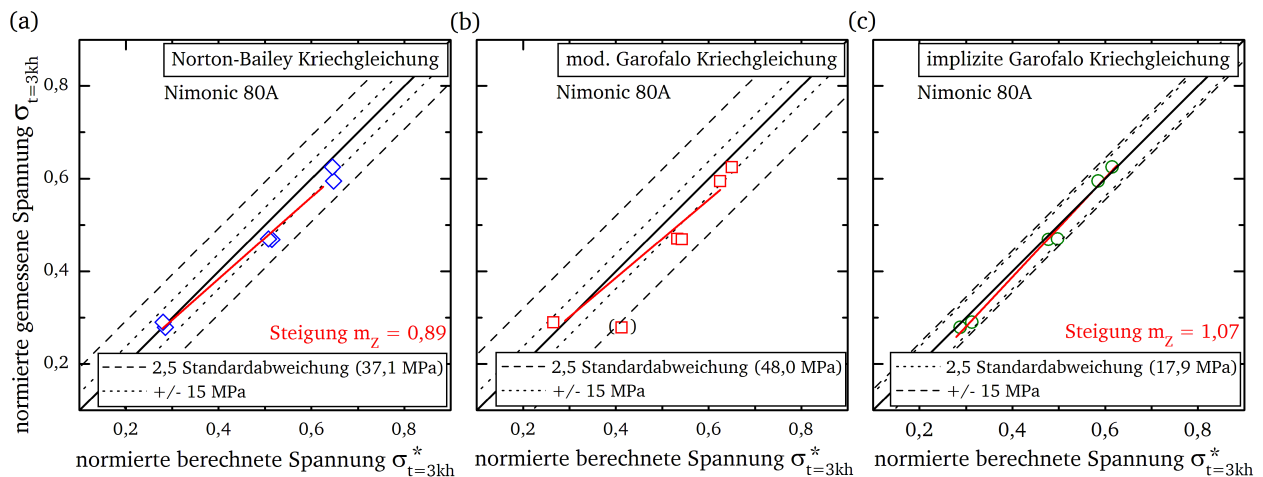


Abbildung 6.2.5: Vergleich mit dem Norton-Bailey- (a), dem modifizierten Garafalo- (b) und dem impliziten Garafalo-Kriechmodell (c) berechneter und gemessener Restspannungen der Schraubenverbindungsmodellversuche und der kontinuierlichen Relaxationsversuch am Nimonic 80A

Die Untersuchung am Nimonic 101 umfassen einzig die drei Restspannungen der Schraubenverbindungsmodelle nach 10.000 h Laufzeit (Abbildung 6.2.6). Die Angaben der 2,5-fachen Standardabweichung Z und der Steigung der Regressionsgeraden m_z müssen dementsprechend unter Vorbehalt betrachtet werden.

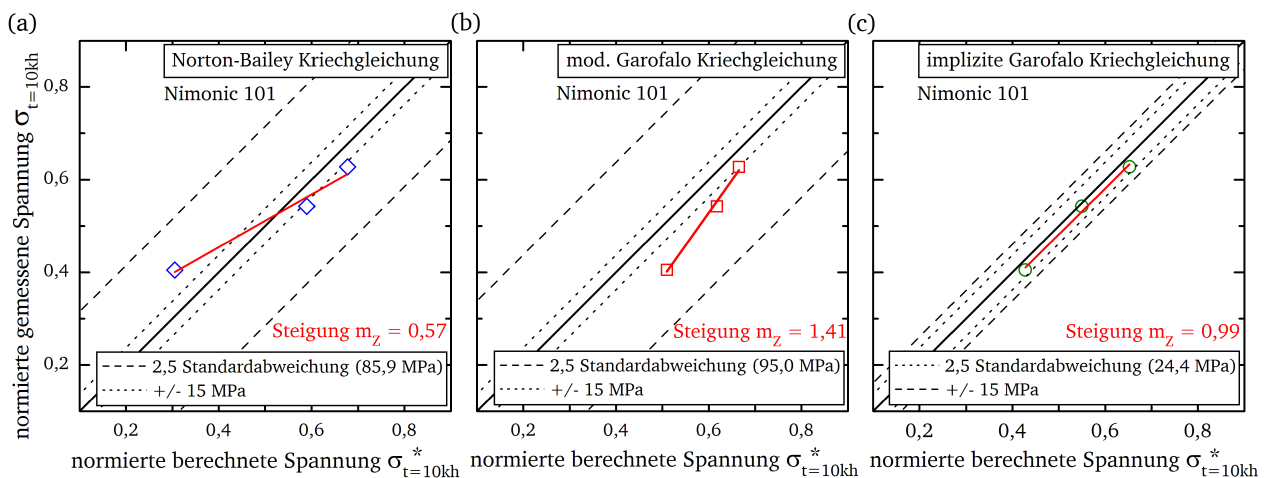


Abbildung 6.2.6: Vergleich mit dem Norton-Bailey- (a), dem modifizierten Garafalo- (b) und dem impliziten Garafalo-Kriechmodell (c) berechneter und gemessener Restspannungen der Schraubenverbindungsmodellversuche am Nimonic 101

Es zeigt sich jedoch, dass sowohl beim Nimonic 80A als auch beim Nimonic 101 die geringste Standardabweichung mit der impliziten Garofalo-Kriechgleichung erreicht wird. Die Abweichungen der anderen beiden Kriechmodelle sind wie bereits erläutert, auf die Genauigkeit der Kriechbeschreibung im Bereich kleiner Spannungen zurückzuführen.

Insgesamt verdeutlicht die Validierung anhand der numerischen Nachrechnung der isothermen Relaxationsversuche, dass die Kriechmodelle eine hinreichend genaue Abbildung der kontinuierlichen Spannungsverläufe ermöglichen. Dabei wird der in einem bestimmten Temperaturbereich hervorgerufene Spannungsanstieg infolge der Volumenkontraktion mit berücksichtigt. Bei den Schraubenverbindungsmodellen erfasst die implizite Garofalo-Kriechgleichung das Relaxationsverhalten mit höherer Genauigkeit als die Norton-Bailey- bzw. die modifizierte Garofalo-Gleichung. Für eine umfassende Bewertung ist sowohl die Berechnung der Fehlerfläche zwischen Modell und kontinuierlichem Versuch als auch die Auswertung von 45°-Diagrammen mit den Ergebnissen der Schraubenverbindungsmodelle heranzuziehen.

6.2.2 Gestufte Relaxationsversuche

Anhand gestufter Relaxationsversuche mit zyklischer Be- und Entlastung, welche eine Erhöhung der Solldehnung nach jeweils 100 h einschließt, sollen die Werkstoffmodelle bei hohen Spannungen und der Überlagerung von signifikanter plastischer Anfangsverformung und Kriechverformung validiert werden. Die Versuchsdurchführung der einzelnen Stufen erfolgt in Übereinstimmung mit den kontinuierlichen Relaxationsversuchen. Im Anschluss an jede Stufe werden die Proben entlastet und die akkumulierte permanente Verformung beim Anfahren der nachfolgenden Stufe kompensiert. In Tabelle 6.2.1 sind die Laststufen und die permanenten Dehnungen aufgeführt.

Tabelle 6.2.1: Solldehnungen ε_0 und permanente Dehnungen ε_{per} der gestuften Relaxationsversuche am Nimonic 80A und Nimonic 101

Stufe	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Solldehnung ε_0 (%)	0,100	0,125	0,150	0,180	0,250	0,315	0,400	0,500	0,630	0,800
Akkumulierte permanente Dehnung nach der jeweiligen Laststufe ε_{per} (%)										
Nimonic 80A	0,008	0,016	0,025	0,043	0,078	0,150	0,302	0,559	0,903	1,511
Nimonic 101	0,000	0,008	0,014	0,026	0,044	0,085	0,196	0,423	0,747	1,279

Die maximale Spannung nimmt sowohl beim Nimonic 80A als auch beim Nimonic 101 mit jeder Stufe stetig zu (Abbildung 6.2.7). Dieser Spannungsanstieg ist mit der Erhöhung der Solldehnung und mit einer Verfestigung aufgrund der zunehmend plastischen Verformung in den Belastungsphasen zu erklären. Innerhalb der Haltedauern relaxieren die Proben zunächst nur wenige MPa. In der ersten Stufe des Versuches am Nimonic 101 ist sogar ein Spannungsanstieg infolge der Volumenkontraktion zu beobachten (Abbildung 6.2.7 (b)). Beginnend mit der fünften Laststufe nimmt der Betrag der Relaxationsspannung deutlich zu.

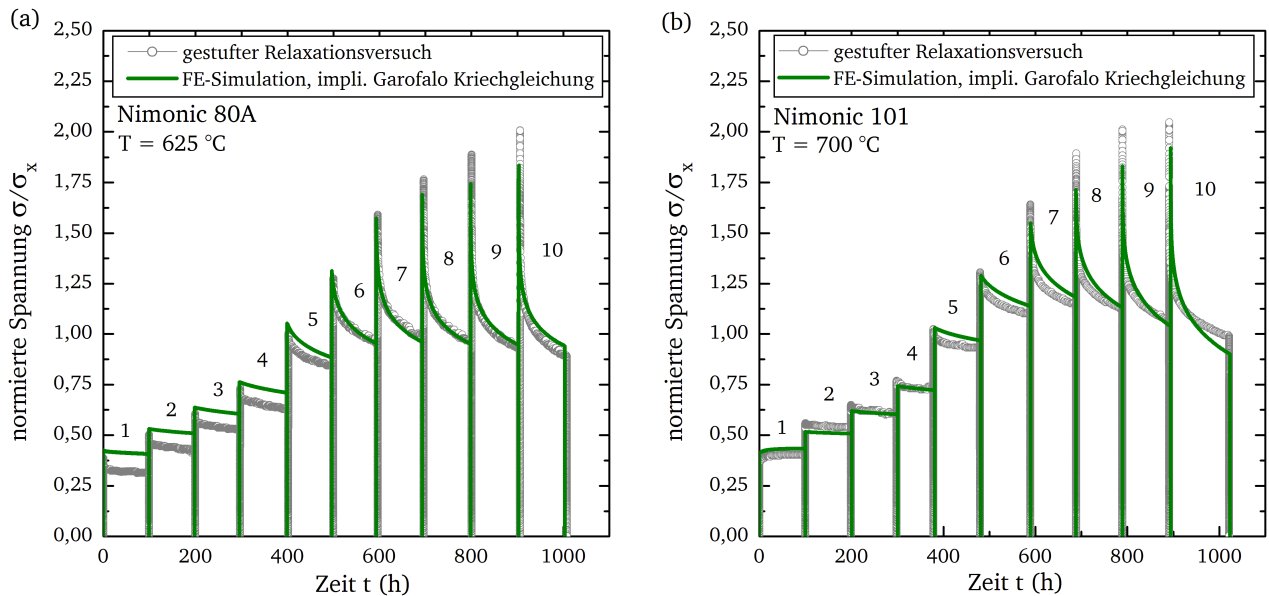


Abbildung 6.2.7: Experimentell bestimmter und numerisch berechneter Spannungsverlauf der gestuften Relaxationsversuche am Nimonic 80A (a) und Nimonic 101 (b)

Basierend auf den Spannungsrelaxationskurven der einzelnen Laststufen lassen sich entsprechende Kriechgeschwindigkeiten bestimmen (vgl. Abschnitt 4.3.1). Deren spannungsabhängige Darstellung zeigt (Abbildung 6.2.8), dass Laststufen mit niedriger Solldehnung zunächst Kriechgeschwindigkeiten aufweisen, die deutlich oberhalb der minimalen Kriechgeschwindigkeit konventioneller Versuche liegen. Mit zunehmender Spannungsrelaxation nähern sie sich schließlich aneinander an. Die steigenden Anfangsdehnungen der Laststufen verschieben die Kriechgeschwindigkeit der Relaxation in Richtung der minimalen Kriechgeschwindigkeit. Ab der siebten Laststufe mit einer angefahrenen Solldehnung von 0,4 % fallen die Werte in einem Streuband zusammen.

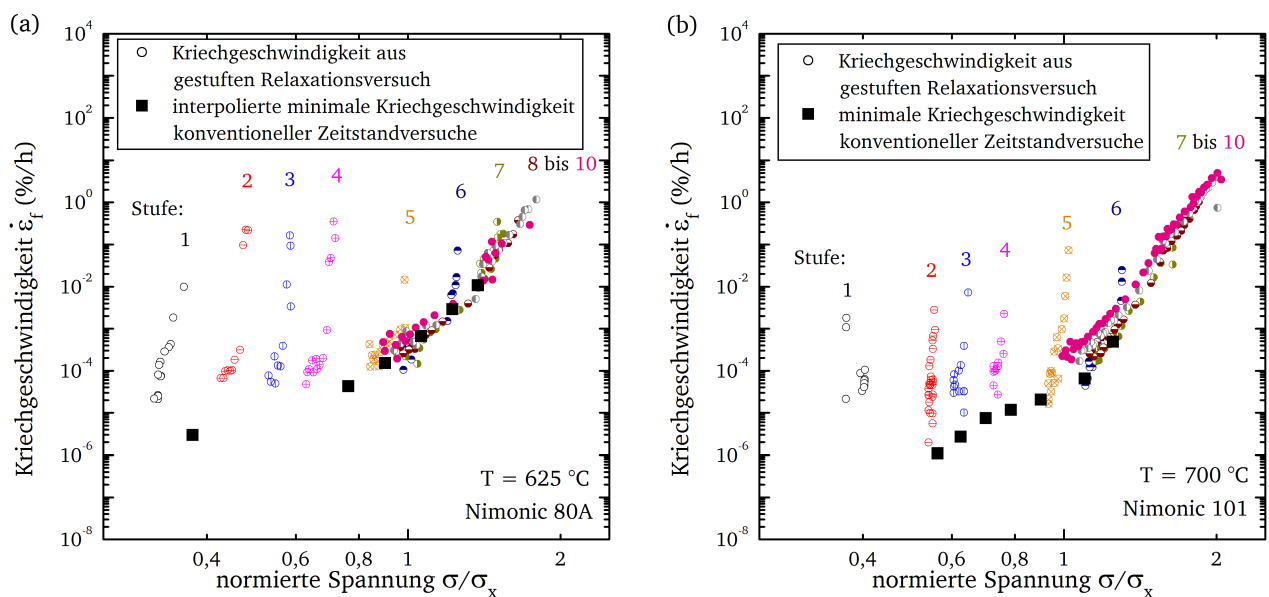


Abbildung 6.2.8: Kriechgeschwindigkeiten der einzelnen Laststufen der gestuften Relaxationsversuche am Nimonic 80A (a) und Nimonic 101 (b) im Vergleich mit den minimalen Kriechgeschwindigkeiten konventioneller Kriechversuche

Die plastische Verformung während der Belastung erzeugt demnach eine Versetzungsdichte und Versetzungsstruktur, die unmittelbar Sekundär-Kriechprozesse initiieren. In [119, 120] wird die Spannungsrelaxation ebenso auf Sekundär-Kriechverformungen zurückgeführt. Die in den genannten Veröffentlichungen durchgeführten Relaxationsversuche erfolgten mit vergleichbar hohen Solldehnungen. Die Erkenntnisse der gestuften Relaxationsversuche stützen somit die in Abschnitt 4.3.1 getroffenen Aussagen zu den mikrostrukturellen Ursachen der Spannungsrelaxation. Das Relaxationsverhalten wird zunächst von Primär-Kriechprozessen dominiert. Lediglich hohe plastische Verformungen während der Belastung initiieren Versetzungskriechprozesse mit Kriechgeschwindigkeiten im Bereich der minimalen Kriechgeschwindigkeit. Mit fortschreitender Relaxation nähern sich letztlich alle Relaxationsversuche der minimalen Kriechgeschwindigkeit an.

Das Prinzip der Superposition der Dehnung und deren getrennte analytische Beschreibung ermöglicht unter Anwendung der impliziten Garofalo-Kriechgleichung die Abbildung der gestuften Relaxationsversuche (vgl. Abbildung 6.2.7). Die modifizierte Garofalo-Kriechgleichung offenbart bei der numerischen Nachrechnung teils erhebliche Konvergenzprobleme, deren Ursachen in dieser Arbeit nicht abschließend geklärt werden konnten. Es wird vermutet, dass die Überlagerung der hohen plastischen Verformung mit den Kriechdehnungen zu den genannten Schwierigkeiten bei der Konvergenz der numerischen Lösung führt. Aus diesem Grund wird in den nachfolgenden Auswertungen lediglich die implizite Formulierung weiterführend betrachtet.

Die FE-Simulation zeigt, dass die Relaxation innerhalb der ersten Laststufen des Versuches am Nimonic 80A (vgl. Abbildung 6.2.7 (a)) vom Modell unterschätzt wird. Als Ursache konnte jedoch ein Überspringen des Reglers bei der Belastung der Probe identifiziert werden. Der numerische simulierte Verlauf und somit der Betrag der Relaxation stimmt mit den experimentellen Ergebnissen überein. Eine weitere Auffälligkeit stellt die berechnete maximale Spannung der Belastung dar, welche bei den Laststufen mit hoher Anfangsdehnung von der FE-Simulation unterschätzt wird. Dieser Unterschied geht deutlich aus den Spannungs-Dehnungs-Hysteresen der gestuften Relaxationsversuche hervor (Abbildung 6.2.9).

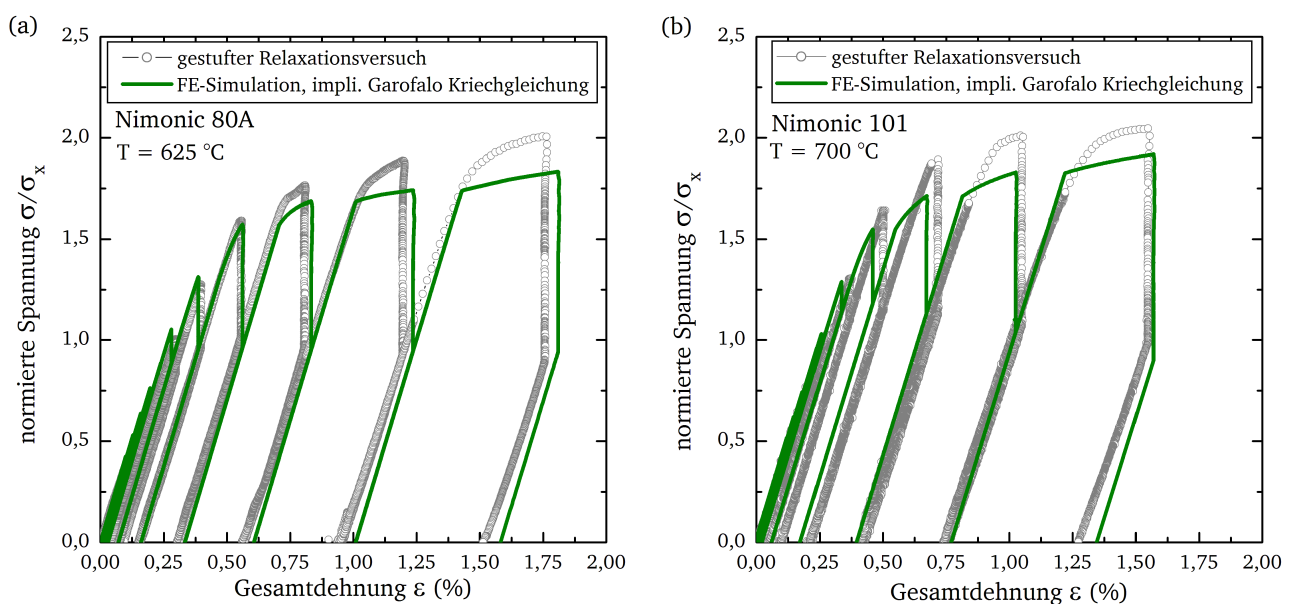


Abbildung 6.2.9: Experimentell bestimmte und gemessene Spannungs-Dehnungs-Hysteresen der gestuften Relaxationsversuche am Nimonic 80A (a) und Nimonic 101 (b)

Die plastische Anfangsverformung wird in dieser Arbeit mit isotroper Verfestigung basierend auf tabellarischen Fließkurven abgebildet. Die entsprechenden Wertepaare werden mithilfe der analytischen Modelle berechnet (vgl. Abschnitt 5.1). Allerdings ist die Verfestigung bei beiden Werkstoffen scheinbar größer als numerisch vorhergesagt. Möglicherweise führen statische Erholungsvorgänge während der Haltephasen und dynamische Erholung im Zuge der erneuten Belastungen zu der beobachteten höheren Festigkeit. Konstitutive Werkstoffmodelle sind in der Lage diese Erholungsprozesse abzubilden [54]. Der Aufwand bei der Bestimmung der Parameter und bei der numerischen Anwendung ist jedoch deutlich größer. Schraubenbolzen in realen Kraftwerksanwendungen werden zudem in der Regel im elastischen Bereich angezogen. Für deren numerische Beschreibung erscheinen die ingenieurmäßige Vereinfachung der Superposition der Dehnungsanteile und die Anwendung der phänomenologischen Werkstoffmodelle gemäß der bisher durchgeführten Validierungen daher zweckmäßig und hinreichend genau.

Das Prinzip der Superposition der unterschiedlichen Dehnungsanteile ermöglicht eine hinreichend genaue Abbildung des isothermen Verformungs- und Relaxationsverhaltens. Mit steigender Komplexität des Werkstoffmodells erhöht sich die Genauigkeit. Signifikante Unterschiede zwischen der modifizierten und der impliziten Garofalo-Kriechgleichung werden lediglich bei geringen Spannungen deutlich. Jedoch ist die Robustheit der impliziten Formulierung bei Überlagerung von plastischen Dehnungsanteilen und Kriechverformung signifikant höher, sodass bei den nachfolgenden Verifizierungen der Werkstoffmodelle mit transienten Beanspruchungen lediglich die implizite Form der Garofalo-Kriechgleichung herangezogen wird.

6.3 Transientes Relaxationsverhalten

Nachfolgend werden die Werkstoffmodelle anhand der transienten Relaxationsversuche validiert. Die Untersuchung des Temperaturwechselverhaltens der Volumenkontraktion hat gezeigt, dass die mikrostrukturellen Ursachen nur bis zu einer kritischen Temperatur thermodynamisch stabil sind (vgl. Abschnitt 4.4.3). Wird diese Temperatur, welche beim Nimonic 80A ungefähr 575 °C beträgt, überschritten, bildet sich die Volumenkontraktion zurück und der Werkstoff dehnt sich wieder aus. Während der Temperaturzyklen des transienten Relaxationsversuches kommt es in jedem Zyklus zum Überschreiten der genannten kritischen Temperatur. Somit wird die Volumenkontraktion, die sich während der Haltephasen bei T_{\min} ausbildet, bei T_{\max} vollständig oder teilweise wieder aufgelöst. Ein Anstieg der Spannung infolge einer Akkumulation der Volumenkontraktion ist demnach im Gegensatz zu den isothermen Relaxationsversuchen nicht zu erwarten. Die umfassende numerische Abbildung dieses Auflösungsverhaltens erfordert jedoch weiterführende experimentelle und mikrostrukturelle Untersuchungen. In erster Näherung kann die Auflösung durch eine Nichtberücksichtigung der Volumenkontraktion bei der numerischen Simulation implementiert werden. Dies ist jedoch nur dann zulässig, wenn die maximale Zyklustemperatur oberhalb der kritischen Temperatur liegt. Zur Abschätzung des Einflusses der Volumenkontraktion werden daher die transienten Relaxationsversuche sowohl mit den vollständigen Werkstoffmodellen als auch ohne Berücksichtigung der Volumenkontraktion nachgerechnet.

Die FE-Simulation mithilfe der vollständigen Werkstoffmodelle (3) zeigt innerhalb der ersten 250 h eine hinreichend gute Übereinstimmung mit dem Vorversuch (1) am Nimonic 80A (Abbildung 6.3.1 (a)). Die Spannungsunterschiede infolge der temperaturabhängigen Änderung des E-Moduls werden ebenfalls vom Modell erfasst, wie die detaillierte Darstellung der Zyklen in Abbildung 6.3.1 (b) verdeutlicht. Nach einer Laufzeit von ungefähr 1.500 h dominieren die berechneten Dehnungsanteile der Volumenkontraktion gegenüber der Kriechverformung, sodass es zu einem Anstieg der Spannung kommt. Der Spannungs-

verlauf des Langzeitversuches (2) wird von den vollständigen Werkstoffmodellen zunächst scheinbar unterschätzt. Erst der eben beschriebene simulierte Spannungsanstieg nach 1.500 h führt zu einer Übereinstimmung von FE-Simulation und Versuch. Es wird vermutet, dass die im Vergleich zum Vorversuch (1) höhere Anfangsspannung des Langzeitversuchs (2) auf Temperaturunterschiede zwischen Aufzeichnung der thermischen Dehnung und eigentlichem Versuchsstart zurückzuführen ist. Dementsprechend müsste der Spannungsverlauf des Langzeitversuchs (2) um ungefähr 35 MPa abgesenkt werden. Dies hat zur Folge, dass die FE-Simulation ohne Berücksichtigung der Volumenkontraktion (4) das Langzeitverhalten genauer abbildet. Zudem zeigt der transiente Langzeitversuch (2) keinen Spannungsanstieg, den eine sich akkumulierende Volumenkontraktion hervorrufen würde.

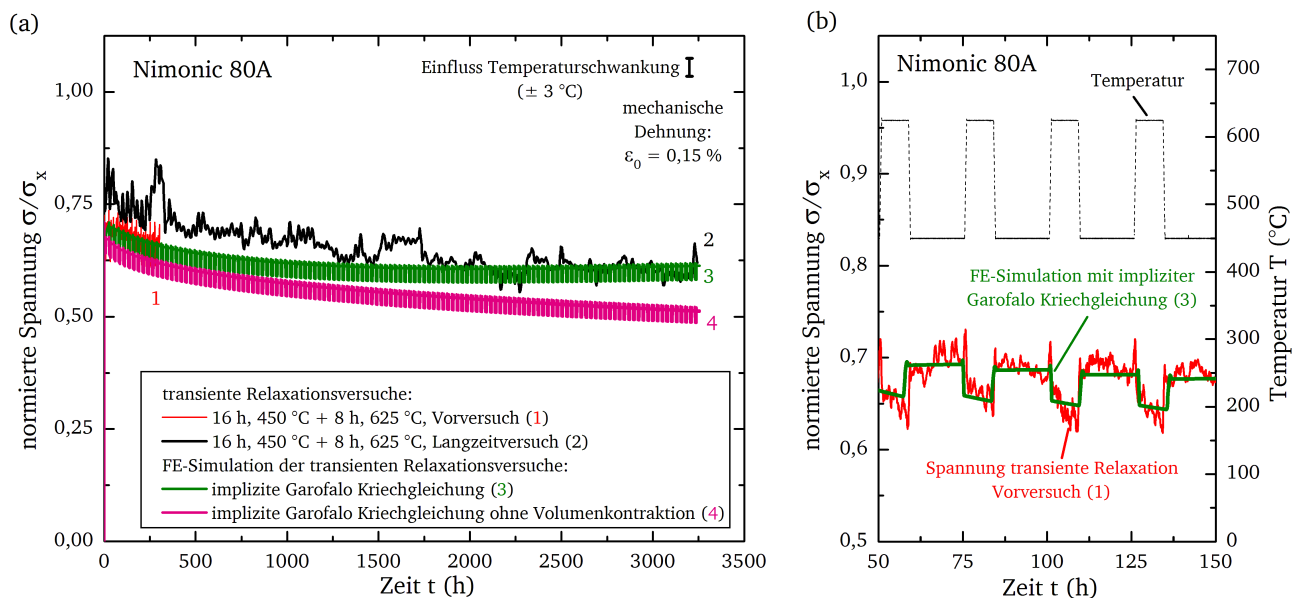


Abbildung 6.3.1: Spannungsverlauf der kontinuierlichen transienten Relaxationsversuche am Nimonic 80A sowie deren Nachrechnung mithilfe der entwickelten Werkstoffmodelle einschließlich der impliziten Garofalo-Kriechgleichung im Langzeitverhalten (a) und bei Betrachtung weniger Einzelzyklen (b)

Die numerische Nachrechnung des transienten Relaxationsversuches am Nimonic 101 (1) ist in Abbildung 6.3.2 (a) dargestellt. Die Spannungsrelaxation wird von den vollständigen Werkstoffmodellen (2) unterschätzt. Ursache dafür ist der simulierte Spannungsanstieg innerhalb der ersten 100 h infolge dominierender Volumenkontraktion. Dagegen ermöglicht die FE-Simulation ohne Berücksichtigung der Kontraktion (3) eine hinreichend genaue Modellierung des transienten Relaxationsverhaltens (1). Die temperaturabhängige Spannungsänderung wird bis zu einer Laufzeit von 500 h von den Werkstoffmodellen erfasst (Abbildung 6.3.2 (b)). Anschließend verändert sich offensichtlich das thermische Ausdehnungsverhalten der Probe, sodass die resultierenden Unterschiede zur thermischen Dehnungsvorgabe kurzzeitig höhere bzw. niedrigere Spannungen während des Aufheizens und Abkühlens zur Folge haben. Die Spannungen liegen jedoch während des gesamten Versuches unterhalb von 50 % der Warmstreckgrenze der Werkstoffe. Somit ist keine signifikante Beeinflussung des Kriech- bzw. Relaxationsverhaltens durch die Schwankungen der thermischen Dehnung zu erwarten.

Die numerisch berechneten und die experimentell bestimmten Restspannungen der transienten Schraubenverbindungsmodellversuche stimmen sowohl beim Nimonic 80A (a) als auch beim Nimonic 101 (b) gut überein (Abbildung 6.3.3). Die in Abschnitt 6.2.1 diskutierte zulässige Streubreite von ± 15 MPa wird bei beiden Werkstoffen eingehalten.

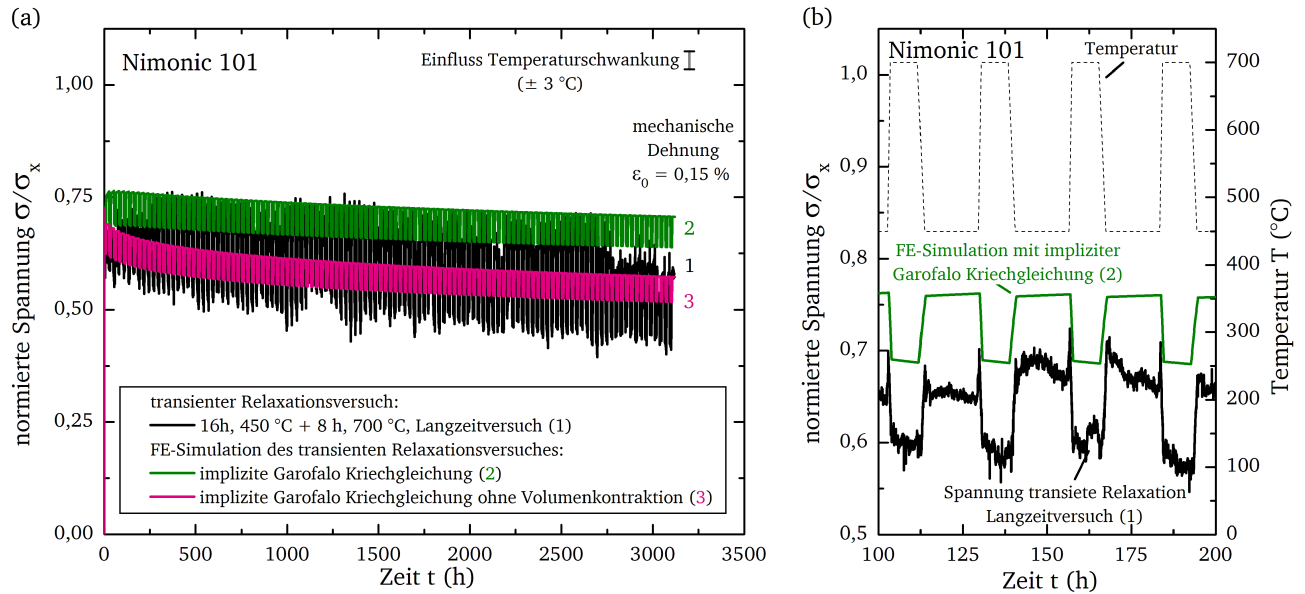


Abbildung 6.3.2: Spannungverlauf der kontinuierlichen transienten Relaxationsversuche am Nimonic 101 sowie deren Nachrechnung mithilfe der entwickelten Werkstoffmodelle einschließlich der impliziten Garofalo-Kriechgleichung im Langzeitverhalten (a) und bei Betrachtung weniger Einzelzyklen (b)

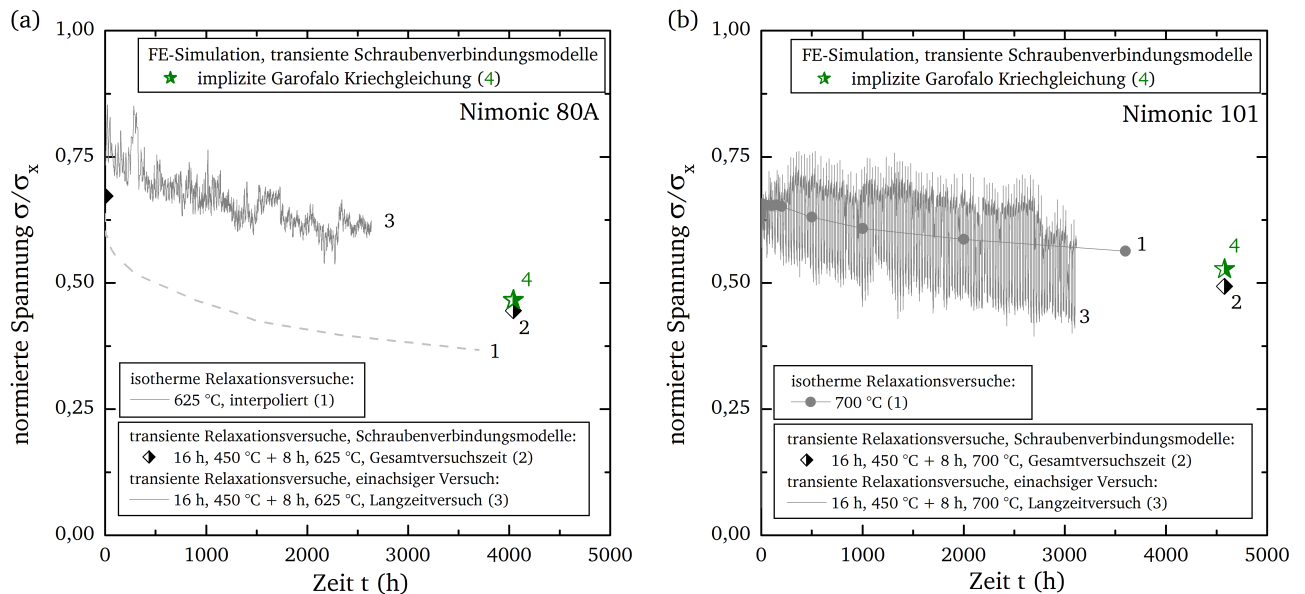


Abbildung 6.3.3: Restspannung der transienten Schraubenverbindungsmodellversuche sowie deren Nachrechnung mithilfe der entwickelten Werkstoffmodelle einschließlich der impliziten Garofalo-Kriechgleichung für den Nimonic 80A (a) und den Nimonic 101 (b)

Das Prinzip der Superposition relevanter Dehnungsanteile und die in dieser Arbeit entwickelten phänomenologischen Werkstoffmodelle bilden das transiente Relaxationsverhalten hinreichend genau ab. Unter der Voraussetzung, dass T_{max} oberhalb der für die Auflösung der Kontraktion kritischen Temperatur T_C liegt, wird ein verbessertes Modellierungsergebnis durch die Nichtberücksichtigung der Volumenkontraktion erzielt. Jedoch ist diese vereinfachte Vorgehensweise nur dann zulässig, wenn sichergestellt ist, dass in jeden Zyklus T_C überschritten wird. Basierend auf

weiterführenden Untersuchungen zum Auflösungsverhalten sollte in nachfolgenden Arbeiten die numerische Implementierung dieses Werkstoffeffektes angestrebt werden.

6.4 Bauteilnahe Validierung

Schraubenverbindungsmodelle bilden real auftretende Steifigkeits- und Verformungsverhältnisse von Flanschverbindungen lediglich in erster Näherung ab. In der industriellen Anwendung werden zudem häufig unterschiedliche Werkstoffkombinationen für Schraubenbolzen und Flanschkörper eingesetzt. In den vergangenen Jahren wurde zunehmend der im Rahmen der europäischen COST-Programme entwickelte Stahlgusswerkstoff GX13CrMoCoVNbNB9-2-1 (CB2) als Flansch- und Gehäusewerkstoff herangezogen und mit Nimonic 80A Schraubenbolzen verspannt [186, 187]. Nickelbasiswerkstoffe weisen im Vergleich zu den Stahlwerkstoffen einen größeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten auf. Zur Kompensation werden somit zusätzliche Dehnhülsen benötigt. Andernfalls würde es zu einer Abnahme der Vorspannung während des Aufheizens kommen. Diese Dehnhülsen werden üblicherweise aus austenitischen Stahllegierungen wie dem Alloy-286 gefertigt [137].

Zur anwendungsnahen Validierung der entwickelten Werkstoffmodelle wird daher ein Schraubenverbindungsmodell geprüft, welches neben der Hülse eine zusätzliche Dehnhülse aufweist (Abbildung 6.4.1). Somit kann das Relaxationsverhalten der Werkstoffkombination aus CB2 Flansch, Nimonic 80A Schraubenbolzen und Alloy-286 Dehnhülse experimentell bestimmt und anschließend numerisch simuliert werden. Die geometrischen Längenverhältnisse des Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse orientieren sich an einem an der MPA Stuttgart untersuchten Modellflanschkörper [137]. Eine bereits umfangreich charakterisierte CB2 Schmelze [188] wird zur Fertigung der Hülse herangezogen. Die Dehnhülsen sind aus handelsüblichen Alloy-286 gefertigt. Die allgemeine Charakterisierung der Werkstoffe bestehend aus Warmzug- und Kriechversuchen erfolgte im Rahmen öffentlich geförderter Forschungsvorhaben [137, 188].



Abbildung 6.4.1: Schraubenverbindungsmodell mit Nimonic 80A Schraubenbolzen und Muttern, GX13CrMoCoVNbNB9-2-1 (CB2) Hülse und Alloy-286 Dehnhülse

Die Schraubenverbindungsmodelle mit Dehnhülse werden nach der im Abschnitt 3.3.1 beschriebenen Vorgehensweise auf eine Solldehnung von 0,15 % bei Raumtemperatur verspannt. Im Anschluss erfolgt eine isotherme Auslagerung bei 650 °C für 3.000 h. Infolge der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten α kommt es während des Aufheizvorgangs zu einer Änderung der Solldehnung. In den nachfolgenden Betrachtungen wird der Schraubenbolzen mit dem Index S, die Hülse mit dem Index H und die Dehnhülse mit dem Index DH versehen. Nach [189] lässt sich eine Relativausdehnung f_{rel} zwischen Schraubenbolzen und den beiden Hülsen im lastfreien Zustand aus

$$f_{\text{rel}} = \alpha_S \cdot l_S \cdot \Delta T - (\alpha_H \cdot l_H \cdot \Delta T + \alpha_{\text{DH}} \cdot l_{\text{DH}} \cdot \Delta T) \quad (6.4.1)$$

errechnen. Durch Einsetzen der Bauteillängen $l_{S,H,DH}$ bei Raumtemperatur und der Temperaturdifferenz ΔT erhält man eine Relativausdehnung von 0,078 mm. In der vorliegenden Verbindung kompensiert die Dehnhülse nur teilweise die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten. Bei Prüftemperatur verbleibt von den aufgetragenen 0,15 % demnach eine Dehnung von 0,09 %.

Im Anschluss an die isotherme Auslagerung werden die Muttern aufgebohrt und die elastische Rückfederung des Bolzens ε_{rel} gemessen. Die Berechnung der Restspannung erfolgt im Gegensatz zu den bisher dargestellten artgleichen Schraubenmodellen unter Berücksichtigung der Werkstoffkombination aus [151, 190]

$$\sigma_r = (a_C \cdot b_C \cdot \varepsilon_{rel} - a_C \cdot \varepsilon_T) \cdot E_{S,T=650C} \quad (6.4.2)$$

mit

$$a_C = \frac{c_F}{c_F + c_S} \quad \text{bei Prüftemperatur} \quad (6.4.3)$$

sowie

$$b_C = \frac{c_F + c_S}{c_F} \quad \text{bei Raumtemperatur} \quad (6.4.4)$$

Die sogenannte Wärmedehnung ε_T entspricht dem Verhältnis aus Relativausdehnung f_{rel} (vgl. Gleichung 6.4.1) und der Gesamtklemmlänge der Schraubenverbindung. Zur Berechnung der Parameter a_C und b_C wird die Steifigkeit der Kombination aus Flanschhülse und Dehnhülse c_F benötigt. Diese ergibt sich aus der Reihenschaltung von Hülse c_H und Dehnhülse c_{DH} :

$$\frac{1}{c_F} = \frac{1}{c_H} + \frac{1}{c_{DH}} \quad (6.4.5)$$

Die Steifigkeit selbst ist definiert durch

$$c = \frac{S_0 \cdot E}{l} \quad (6.4.6)$$

mit der Querschnittsfläche S_0 und der Klemmlänge l der jeweiligen Komponente [190]. Zusätzlich zum isothermen Versuch wird ein Schraubenmodell mit Dehnhülse mit dem im Abschnitt 4.4.1 gezeigten transienten Temperaturzyklus ausgelagert. Die maximale Temperatur T_{max} von 625 °C wird dabei für 8 h gehalten und die minimalen Temperatur T_{min} von 450 °C für 16 h (vgl. Abbildung 4.4.1 (a)). Die Aufheizgeschwindigkeit von 70 °C/h und die Abkühlgeschwindigkeit von 30 °C/h entsprechen ebenfalls den Bedingungen des artgleichen transienten Schraubenverbindungsmodellversuches am Nimonic 80A.

Die numerische Nachrechnung der Versuche erfolgt mit einem axialsymmetrischen FE-Modell des Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse. Neben den bereits ausführlich vorgestellten Werkstoffmodellen zur Beschreibung des Verformungsverhaltens des Nimonic 80A werden zusätzliche Parametersätze der impliziten Garofalo-Kriechgleichung für den Alloy-286 und den GX13CrMoCoVNbNB9-2-1 (CB2) benötigt (Anhang, Tabelle D.0.9 und D.0.10). Als Datengrundlage dient neben eigenen Kriechversuchen und einem vorangegangenen AVIF-Vorhaben [188] das NIMS-Datenblatt des Werkstoffs Alloy-286 [191]. Abbildung 6.4.2 (a) zeigt beispielhaft die Nachrechnung der permanenten Dehnung für den Stahlwerkstoff CB2 bei 625 °C und Abbildung 6.4.2 (b) für den Alloy-286 bei 650 °C.

Die Restspannung der numerischen Simulation wird in Analogie zur experimentellen Vorgehensweise über die elastische Rückdehnung des Schraubenbolzens unter Berücksichtigung der thermischen Ausdehnungskoeffizienten und Steifigkeitsverhältnisse bestimmt. Die analytisch abgeschätzte, normierte

Restspannung von 0,153 stimmt in guter Näherung mit den von Mises Spannungen im Schraubenbolzen nach den 3.000 h isothermer Auslagerung bei 650 °C überein (Abbildung 6.4.3). Unter Berücksichtigung der komplexen Wechselwirkung der thermischen Dehnungen und der Steifigkeiten der Komponenten ist die Genauigkeit der analytischen Lösung beachtlich.

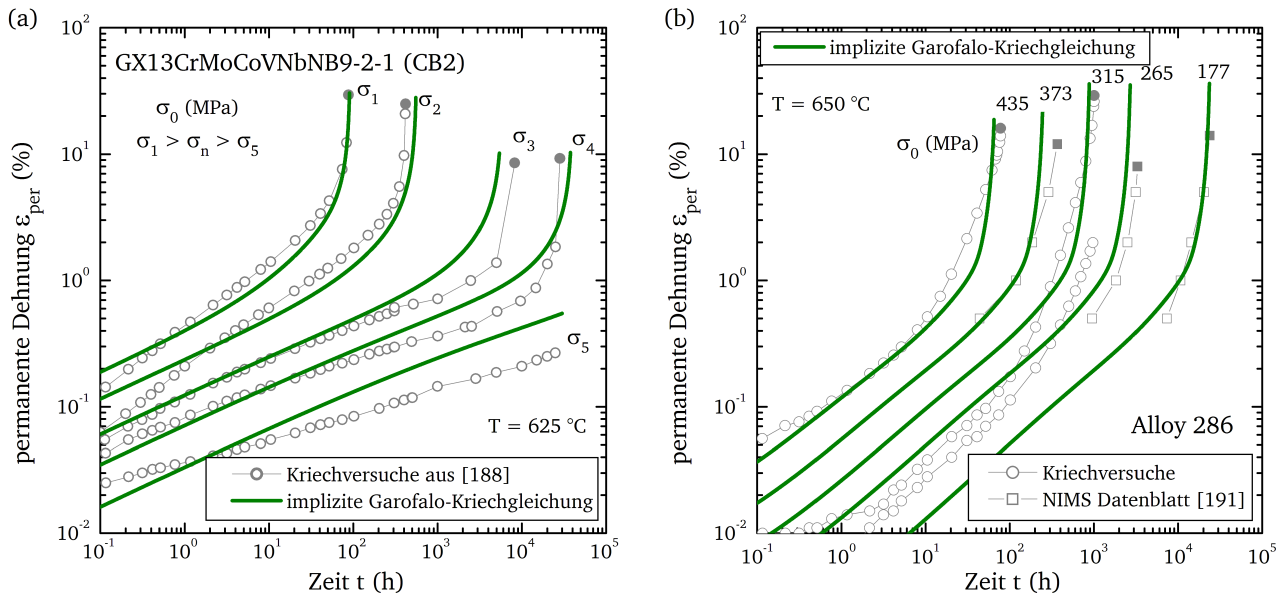


Abbildung 6.4.2: Permanente Dehnungen der Kriechversuche sowie deren numerische Nachrechnung mit der impliziten Garofalo-Kriechgleichung für den GX13CrMoCoVNbNB9-2-1 (CB2) bei 625 °C (a) sowie den Alloy-286 bei 625 °C (b)

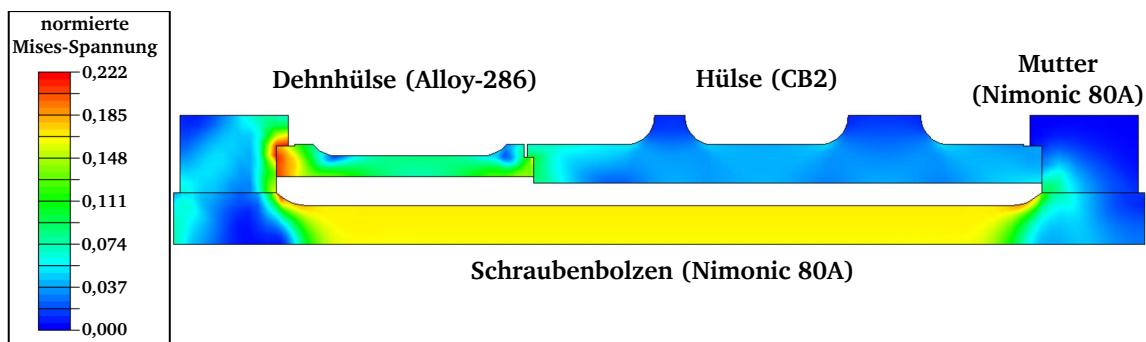


Abbildung 6.4.3: Von Mises Spannungsverteilung im Schraubenverbindungsmodell mit Dehnhülse nach 3000 h isothermer Auslagerung bei 650 °C

Die experimentell bestimmte Restspannung des Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse (4) liegt nach 3.000 h isothermer Auslagerung bei 650 °C erwartungsgemäß unterhalb der Restspannung des artgleichen Schraubenverbindungsmodells aus Nimonic 80A (2) (Abbildung 6.4.4). Die Dehnhülse kann die Unterschiede der thermischen Dehnung zwischen Schraubenbolzen und Hülse nur teilweise ausgleichen, sodass die Solldehnung entsprechend geringer ist. Des Weiteren ist die Kriechfestigkeit der CB2 Hülse bei 650 °C deutlich geringer im Vergleich zur Kriechfestigkeit des Nimonic 80A. Die Spannungsrelaxation des Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse beruht bei dieser Temperatur daher maßgeblich auf der Verformung der CB2 Hülse. Zur Verdeutlichung ist in Abbildung 6.4.4 ein isothermer Spannungsrelaxationsverlauf eines kontinuierlichen Versuches an einer CB2 Probe bei 625 °C und 0,2 % Solldehnung dargestellt (3). Der Versuch wurde im Rahmen eines AiF-Forschungsvorhabens an der MPA Stuttgart

durchgeführt [137] und weist erwartungsgemäß eine stärker ausgeprägte Spannungsrelaxation im Vergleich zum Nimonic 80A auf ungeachtet der niedrigeren Temperatur. Die entwickelten Werkstoffmodelle modellieren das isotherme Relaxationsverhalten der einzelnen Werkstoffe mit hinreichender Genauigkeit (5,6) (vgl. Abbildung 6.4.4). Ebenso wird die Restspannung der Werkstoffkombination des isothermen Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse (7) von der FE-Simulation innerhalb der Genauigkeitsgrenze von ± 15 MPa vorhergesagt.

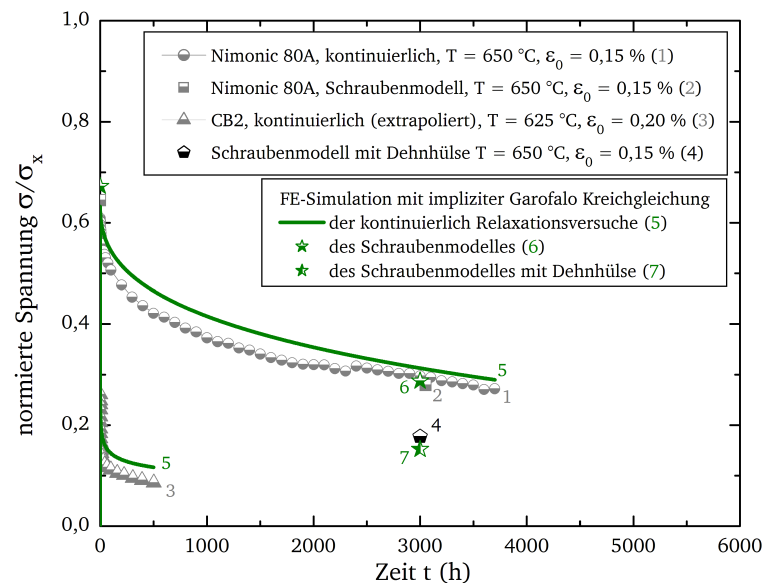


Abbildung 6.4.4: Experimentell und numerisch bestimmte Restspannung des Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse im Vergleich zu Relaxationsspannungen artgleicher Versuche

Erwartungsgemäß ist die Restspannung des Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse bei transienter Beanspruchung (4) niedriger im Vergleich zum artgleichen Schraubenverbindungsmodell aus Nimonic 80A (2) (Abbildung 6.4.5). Wie bereits erwähnt, weist der CB2 Hülsewerkstoff eine geringere Kriechfestigkeit auf als der Nimonic 80A. Die Verformung der Hülse trägt somit verstärkt zur Relaxation bei und bewirkt die niedrigere Spannung des Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse. Im Gegensatz zur isothermen Beanspruchung wird die Restspannung bei transienter Temperaturführung von der FE-Simulation (7) überschätzt. Hierbei überlagern sich mögliche Unsicherheiten der physikalischen und mechanischen Eigenschaften sowie der Beschreibung der Verformungsanteile aller drei Werkstoffe. Gemäß der in der vorliegenden Arbeit durchgeführten Validierungen bilden die entwickelten und optimierten Werkstoffmodelle das Verformungsverhalten des Nimonic 80A hinreichend genau ab. Zudem wird die Restspannung des Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse bei isothermer Auslagerung bei 650 °C mit geringer Abweichung vorhergesagt (vgl. Abbildung 6.4.4). Somit wird vermutet, dass der Unterschied zwischen Simulation und Experiment bei transienten Beanspruchungen aus der Genauigkeit der Modellierung des CB2 oder des Alloy-286 Verformungsverhaltens in einem Temperaturbereich zwischen 450 bis 625 °C resultiert. Darüber hinaus sind die Spannungen in der Hülse und in der Dehnhülse kleiner 100 MPa. Die Prüfung der konventionellen Kriechversuche, welche zur Modellierung des Kriechverhaltens herangezogen wurden, erfolgte jedoch in einem Spannungsbereich von 100 bis ungefähr 400 MPa in Abhängigkeit der Temperatur. Die Auswirkung dieser nur begrenzt zueinanderpassenden Spannungsbereiche auf die Modellierung der Spannungsrelaxation wird in der nachfolgenden Sensitivi-

tätsanalyse am Beispiel der Norton-Bailey-Kriechgleichung ausführlich betrachtet (vgl. Abschnitt 6.5.3).

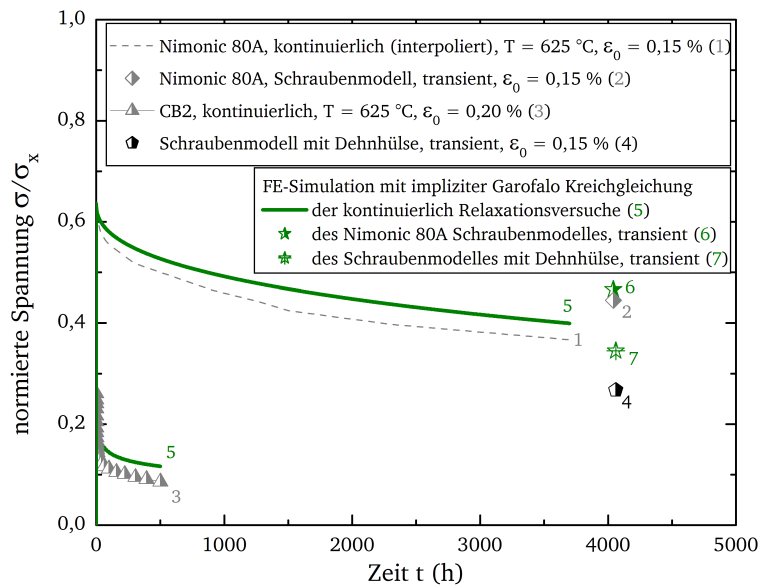


Abbildung 6.4.5: Experimentell und numerisch bestimmte Restspannung des Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse unter transienten Beanspruchungsbedingungen mit $T_{\max} = 625^\circ\text{C}$ für eine Haltezeit von 8 h und einer minimalen Temperatur von $T_{\min} = 450^\circ\text{C}$ für eine Haltezeit von 16 h

Die numerische Simulation von Schraubenverbindungsmodellen mit Dehnhülsen konnte die Anwendbarkeit der in der vorliegenden Arbeit entwickelten und optimierten Werkstoffmodelle für bauteilnahe Schraubenverbindungen aufzeigen. Das Prinzip der Superposition relevanter Dehnungsanteile scheint für die industrielle Anwendung geeignet. Lediglich unter transienten Beanspruchungen treten Unterschiede zwischen numerischer Nachrechnung und Versuch auf. Diese sind letztlich auf Ungenauigkeiten der Werkstoffbeschreibungen des Hülsen- und Dehnhülsenwerkstoffs zurückzuführen.

6.5 Sensitivitäten

Die Auslegung und Bewertung von Schraubenverbindungen sowie die Festlegung von Revisionsintervallen von Schrauben- und Flanschverbindungen erfordert neben möglichst genauen und robusten Werkstoffmodellen zur Beschreibung des Verformungs- und Relaxationsverhaltens umfangreiche Kenntnisse zur Sensitivität der wichtigsten Einflussgrößen. Anhand numerischer Auswertungen des anwendungsnahen Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse (vgl. Abschnitt 6.4) soll zunächst der Einfluss der von außen anliegenden Beanspruchungsgrößen Temperatur und Solldehnung auf die Restspannung der Verbindung untersucht werden. Anschließend wird die Sensitivität relevanter Werkstoffeigenschaften überprüft. Zum Abschluss wird am Beispiel der verhältnismäßig einfachen Norton-Bailey-Kriechgleichung der Einfluss der Modellparameter und der zur Verfügung stehenden Datenbasis auf die Abschätzung der Spannungsrelaxation bewertet.

6.5.1 Einfluss der äußeren Beanspruchungen

Die äußere Beanspruchung wird maßgeblich durch die Spannung sowie die Umgebungsbedingungen der Temperatur und der vorherrschenden Medien bestimmt. Welche dieser Größen den stärksten Einfluss auf das Werkstoff- oder Bauteilverhalten besitzt, hängt vom konkreten Anwendungsfall ab. Am Beispiel des Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse soll an dieser Stelle der Einfluss der Temperatur und der Ausgangsspannung auf die Spannungsrelaxation mithilfe einer Monte-Carlo Analyse untersucht werden [157, 192]. Zu diesem Zweck werden jeweils 100 normal-verteilte Zufallswerte der Temperatur und der Solldehnung um einen Temperaturmittelwert von 600 bzw. 650 °C und einen Dehnungsmittelwert von 0,15 % erzeugt und als Eingangsgrößen der numerischen FE-Simulation des Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse zugeführt. Die Normalverteilung kann bei der Temperatur mit einer einfachen Standardabweichung von 1,33 °C angenommen werden. Entsprechend dieser Annahme liegen 99 % der Prüftemperaturen in einem Bereich von ± 4 °C um den Sollwert. Die DIN und ISO Normen für Hochtemperaturwerkstoffprüfungen [37, 111, 158] erlauben eben diese Abweichung im Temperaturbereich von 600 bis 800 °C. Die Dehnung wird mit einer einfachen Standardabweichung von 5 % der Solldehnung variiert. Diese Streubreite ist in technischen Anlagen aufgrund der Unsicherheiten der Montageverfahren realistisch [189, 193]. In Abbildung 6.5.1 sind die berechneten, normierten Restspannungen des Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse in Abhängigkeit der Auslagerungszeit dargestellt.

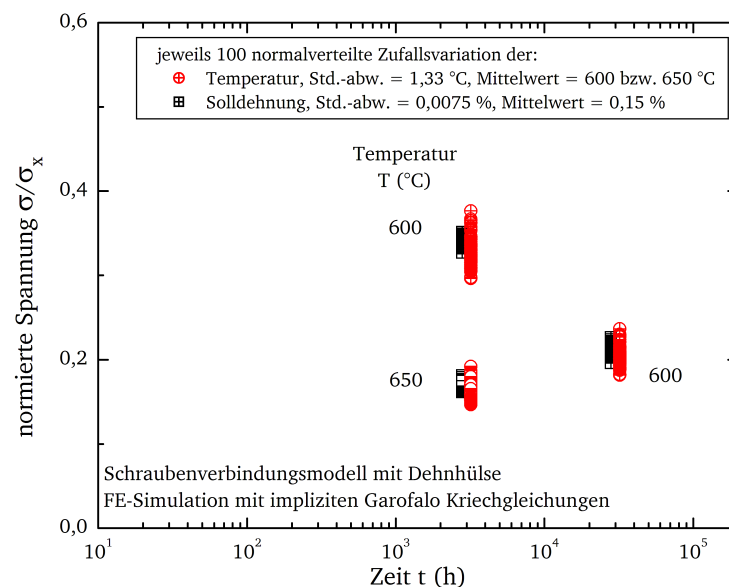


Abbildung 6.5.1: Einfluss der äußeren Beanspruchungen der Temperatur und der Solldehnung auf die Restspannung des Schraubenverbindungsmodells mit Nimonic 80A Schraubenbolzen, CB2 Hülse und Alloy-286 Dehnhülse

Die Variation der Temperatur mit der genannten Standardabweichung führt demnach zu einer kleineren Streuung der Restspannungen im Vergleich zur Variation der Solldehnung. Der Einfluss der Solldehnung nimmt jedoch tendenziell mit zunehmender Auslagerungszeit und steigendem Temperaturmittelwert ab (Tabelle 6.5.1). Die Ergebnisse sind jedoch maßgeblich von den Eingangswerten der Standardabweichungen abhängig. Ungeachtet dessen zeigt die Auswertung, dass die zur Bewertung der Genauigkeit von Relaxationsauswertungen herangezogenen ± 15 MPa in erster Näherung der 2,5-fachen Standardabweichung der Variation der äußeren Beanspruchungen entsprechen. Diese in der ECCC-Richtlinie [185]

vorgeschlagene Grenze schließt somit die Unsicherheiten bei der Durchführung von Schraubenverbindungsmodellversuchen ein.

Tabelle 6.5.1: Standardabweichungen der numerisch berechneten Restspannungen des Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse bei Variation der Temperatur und der Solldehnung unter Annahme einer Normalverteilung

Mittelwert der Temperatur (°C)	Einfache Standardabweichung der Restspannung (MPa)			
	Variation der Solldehnung		Variation der Temperatur	
	3.000 h	30.000 h	3.000 h	30.000 h
600	6,5	4,4	1,8	2,2
650	3,7	—	1,8	—

6.5.2 Einfluss der Werkstoffeigenschaften

Das Relaxationsverhalten einer Schraubenverbindung hängt neben den äußeren Beanspruchungsbedingungen von den unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften des Schraubenbolzens, der Dehnhülse und des Flansches ab. Aufgrund der komplexen Wechselwirkungen der Komponenten ist eine analytische Betrachtung nur eingeschränkt möglich. Somit erfolgt die Bewertung der Sensitivität erneut auf Basis einer numerischen Parameterstudie des Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse. Simuliert werden die Restspannung nach isothermer Auslagerung für 3.000 h bei 0,15 % Solldehnung unter Verwendung der in den vorangegangenen Abschnitten entwickelten Werkstoffmodelle. Zur Bewertung des Temperatureinflusses wird zudem die Auslagerungstemperatur zwischen 550 und 650 °C variiert. Anschließend wird die Sensitivität der Restspannung im Bezug zu den physikalischen Werkstoffeigenschaften untersucht, wobei im Besonderen der E-Modul und die thermischen Ausdehnungskoeffizienten betrachtet werden.

Die Bestimmung des Elastizitätsmoduls unterliegt Messunsicherheiten, die zum einen aus der Probengeometrie, der Versuchsdurchführung aber auch aus der vom Auswerter abhängigen Festlegung des Datenbereiches zur Ermittlung der linear-elastischen Steigung der Spannungs-Dehnungskurve resultieren [194]. Ergebnisse an Ringversuchen unterschiedlicher Stahl- und Nickelbasiswerkstoffe zeigen, dass eine Streuung von bis zu $\pm 10\%$ auftreten kann [195]. Die thermischen Ausdehnungskoeffizienten unterliegen ebenfalls einer gewissen Variation. Bereits die Angaben der Normen DIN EN 10269:2014 [165] und DIN EN 10302:2008 [170] weichen bis zu 8 % voneinander ab (Abbildung 6.5.2).

Aufgrund der vorangegangenen Untersuchungen wird vermutet, dass im anwendungsrelevanten Temperatur- und Spannungsbereich die Kriecheigenschaften der Werkstoffe einen maßgeblichen Einfluss auf das Verformungs- und Relaxationsverhalten besitzen. Um diese Annahme zu überprüfen, werden die Kriechbeschreibungen des CB2 Hülsewerkstoffes und des Nimonic 80A Schraubenwerkstoffes variiert. Zu diesem Zweck erfolgt zunächst die Anpassung von Zeitdehn- und Zeitstandmittelwertkurven an den Ergebnissen der Kriechversuche (Abbildung 6.5.3 (a)). Anschließend werden diese Mittelwertkurven um -10 % in Spannungsrichtung verschoben (Abbildung 6.5.3), sodass annähernd alle gemessenen Datenpunkte oberhalb der Mittelwertkurven liegen. Nachfolgend werden daraus gemittelte Kriechkurven berechnet und die implizite Garofalo-Kriechgleichung an diesen optimiert (Abbildung 6.5.3 (b)). Des Weiteren wird die FE-Simulation des Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse mit und ohne Be-

rücksichtigung der Volumenkontraktion des Nimonic 80A Schraubenbolzens durchgeführt. Außerdem betrachtet die Sensitivitätsanalyse den Einfluss der zeitunabhängigen plastischen Anfangsdehnung.

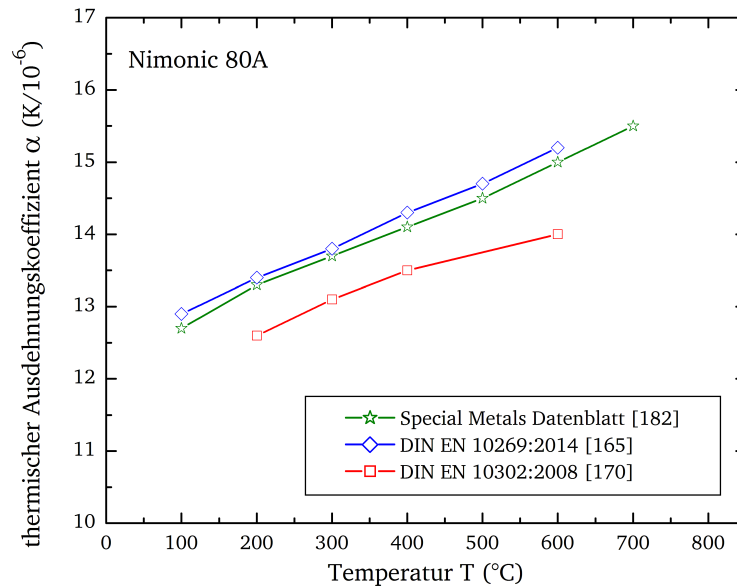


Abbildung 6.5.2: Thermische Ausdehnungskoeffizienten des Nickelbasiswerkstoffes Nimonic 80A

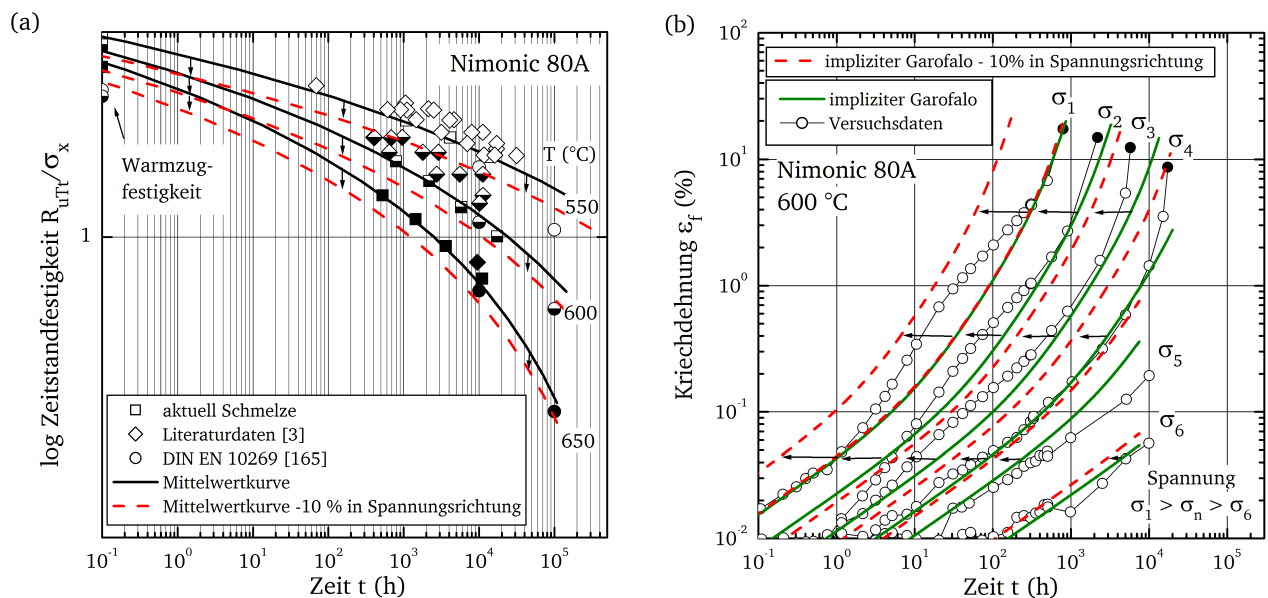


Abbildung 6.5.3: Zeitstandschaubild mit einer Verschiebung der Manson-Brown Mittelwertkurven um -10% in Spannungsrichtung (a) sowie entsprechend verschobene Kriechkurven der impliziten Garofalo-Kriechgleichung (b)

Die Ergebnisse der Parametervariation der Werkstoffeigenschaften zeigen (Abbildung 6.5.4), dass der Einfluss des E-Moduls der CB2 Hülse auf die Restspannung vernachlässigbar ist. Der E-Modul des Schraubenbolzens führt dagegen zu einer messbaren Abnahme der Spannung, wobei dieser Effekte mit zunehmender Temperatur abnimmt.

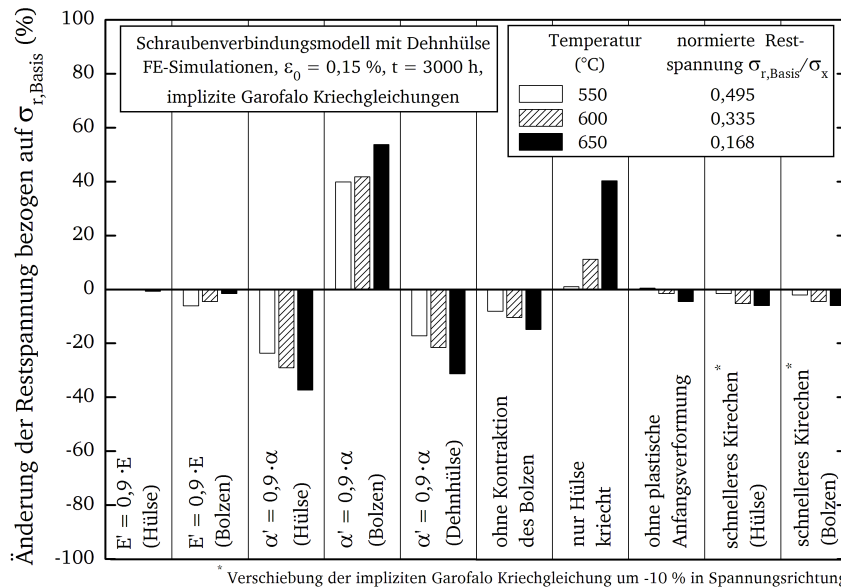


Abbildung 6.5.4: Einfluss der Werkstoffeigenschaften auf die Restspannung des Schraubenverbindungsmodells mit Nimonic 80A Schraubenbolzen, CB2 Hülse und Alloy-286 Dehnhülse

Einen großen Einfluss auf das Relaxationsverhalten besitzen die thermischen Ausdehnungskoeffizienten der beteiligten Werkstoffe. Um 10 % niedrigere Ausdehnungskoeffizienten bewirken eine Veränderung der Restspannung von bis zu 60 %. Dabei kommt es im Falle des Schraubenbolzens zu einer Zunahme der Spannung bei kleiner werdenden thermischen Ausdehnungskoeffizienten. Die Spannung steigt an, wenn die Koeffizienten der Hülse bzw. der Dehnhülse kleiner werden.

Die Auswertung zeigt außerdem, dass die Volumenkontraktion des Schraubenbolzens im untersuchten isothermen Fall berücksichtigt werden muss. Der zu erwartende Fehler der Restspannung ist anderenfalls bis zu 20 %.

Die Kriecheigenschaften werden zunächst unter der allgemeinen Annahme betrachtet, dass ein wesentlicher Betrag der Spannungsrelaxation auf die Kriechverformungen der CB2 Hülse zurückzuführen ist. Zu diesem Zweck erfolgt die FE-Simulation zunächst ohne Berücksichtigung der Kriechmodelle des Bolzens und der Dehnhülse. Die Auswertung der Restspannung zeigt, dass die getroffene Annahme bei 550 °C Gültigkeit besitzt. Bei höheren Temperaturen gewinnt der Einfluss der Kriechdehnung des Schraubenbolzens zunehmend an Bedeutung. Eine Beschleunigung der Kriechverformung um 10 % in Spannungsrichtung bewirkt in Abhängigkeit der Temperatur eine Abnahme der Restspannung von bis zu 6 %. Die plastische Anfangsverformung spielt dagegen nur eine untergeordnete Rolle. Lediglich bei 650 °C treten messbare plastische Anfangsverformungen auf, da die Warmstreckgrenze der CB2 Hülse lokal überschritten wird. Vergleichbare Ergebnisse wurden an FE-Analysen eines Modellflanschkörpers mit einer ähnlichen Werkstoffkombination dokumentiert [135].

6.5.3 Einfluss der Werkstoffmodelle

Der Einfluss der Modellparameter und des zur Kriechmodellierung herangezogenen Spannungsbereiches auf die numerische Vorhersage der Relaxation kann anhand einer Monte-Carlo Simulation untersucht werden. Aufgrund der verhältnismäßig einfachen Struktur der Kriechgleichung eignet sich der Norton-Bailey-Ansatz (vgl. Gleichung 2.4.11) für diese Auswertung. In Analogie zur Sensitivitätsanaly-

se der äußeren Beanspruchungen (vgl. Abschnitt 6.5.1) werden 20 normal-verteilte Zufallsparameter von K , m und n mit einer Standardabweichung von 5 % des Ausgangsparametersatzes erzeugt (Anhang, Tabelle D.0.3). Zusätzlich wird die Solldehnung entsprechend variiert und basierend auf der Dehnungsverfestigung die Spannungsverläufe numerisch berechnet (Abbildung 6.5.5).

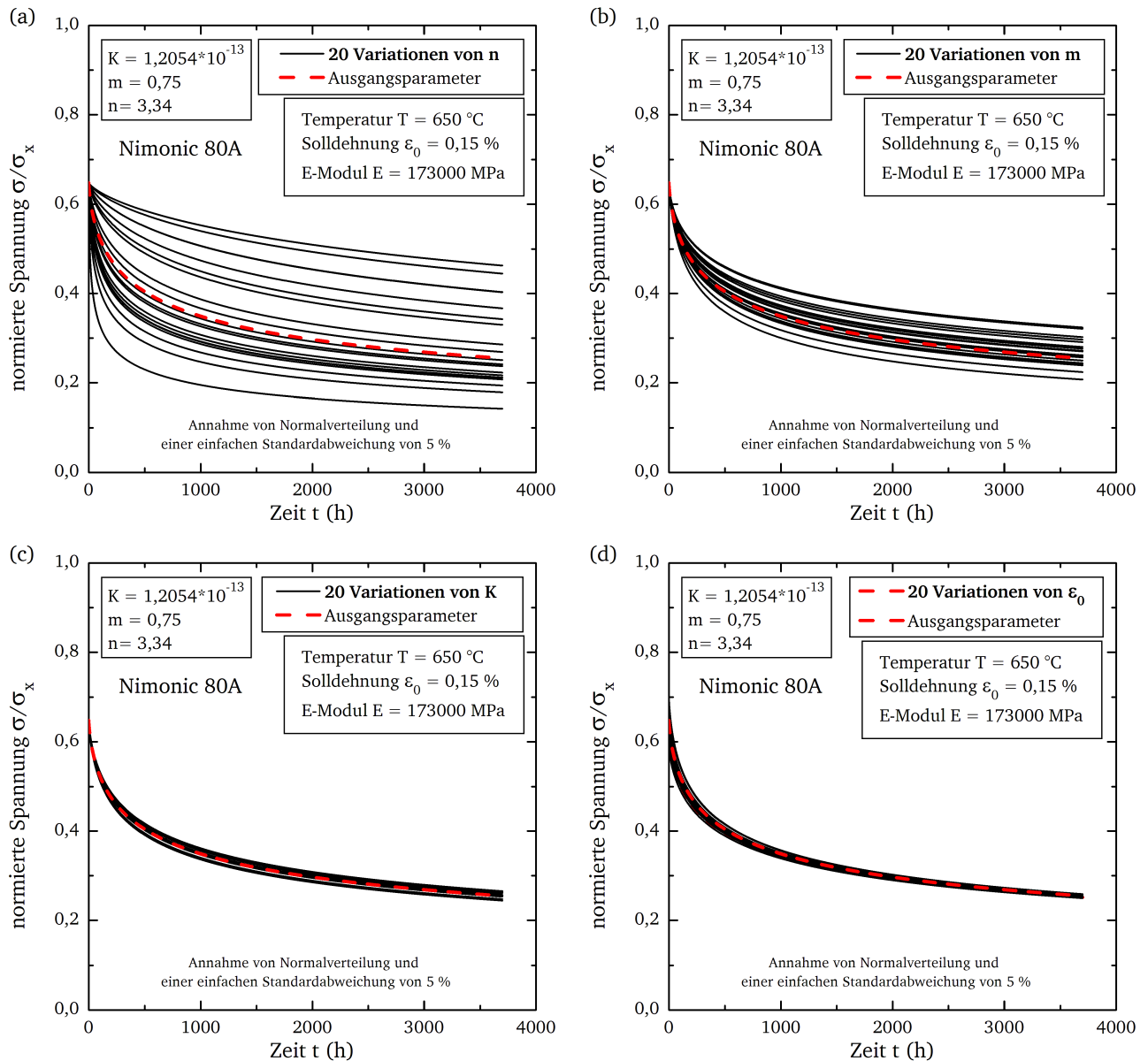


Abbildung 6.5.5: Numerische Nachrechnung der Spannungsrelaxation mit dem Norton-Bailey-Kriechmodell bei Variation der Gleichungsparameter n (a), m (b) und K (c) sowie der Solldehnung (d)

Der Spannungsexponent n hat demnach den größten Einfluss auf den Verlauf der Spannungsrelaxation. Der Exponent der Zeit m bewirkt ebenfalls eine deutliche Streuung der Relaxationskurven. Dagegen sind die Auswirkungen des Parameters K und der Solldehnung verhältnismäßig gering. Bereits im Stand des Wissens wurde auf die Bedeutung der Abbildungsgenauigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit für die Berechnung der Spannungsrelaxation eingegangen. Bei Betrachtung der Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit konventioneller Kriechversuche am Nimonic 80A (Abbildung 6.5.6 (a)) wird deutlich, dass der in der doppelt-logarithmischen Darstellung lineare Ansatz

nach Norton das Kriechverhalten nur eingeschränkt abbilden kann. In Abhängigkeit des zugrunde liegenden Spannungsbereiches variiert der Spannungsexponent n der Norton-Beziehung. Die Auswirkungen der unterschiedlichen Spannungsexponenten bei der Nachrechnung der Relaxation sind in Abbildung 6.5.6 (b) dargestellt. Die Parameter m und K sind anhand der Kriechversuche für die jeweiligen n -Werte optimiert (Anhang, Tabelle D.0.3).

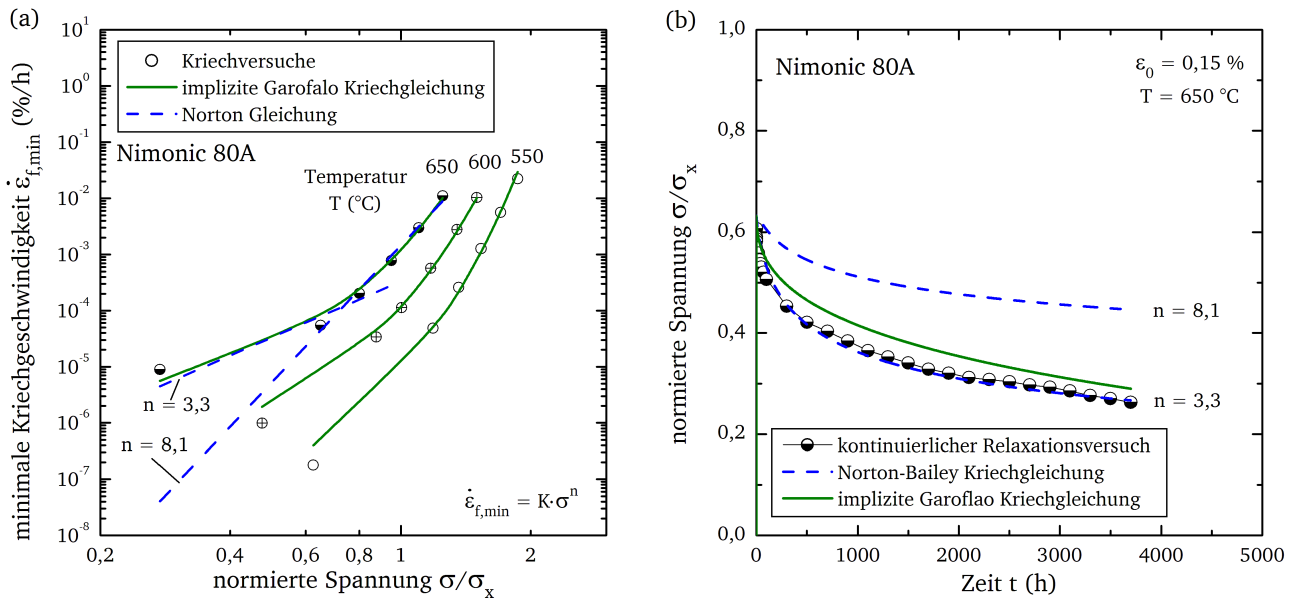


Abbildung 6.5.6: Spannungabhängige Auftragung der minimalen Kriechgeschwindigkeit der Kriechversuche am Nimonic 80A einschließlich deren Anpassung mithilfe der impliziten Garofalo-Kriechgleichung sowie dem Norton-Ansatz mit zwei unterschiedlichen Spannungsexponenten n (a) und deren Auswirkungen bei der numerischen Nachrechnung der Spannungsrelaxation (b)

Wie zu erwarten, wird die Spannungsrelaxation von dem hohen Spannungsexponenten unterschätzt. Dagegen ist mit dem niedrigen n eine Anpassung des Relaxationsverlaufs möglich. Allerdings werden in diesem Fall die Kriechdehnungen bei hohen Spannungen unterschätzt. Nicht-lineare Ansätze zur Beschreibung der Spannungsabhängigkeit wie die implizite Garofalo-Kriechgleichung ermöglichen die Modellierung komplexer Spannungsabhängigkeiten und somit die hinreichend genaue Beschreibung des Kriech- und Relaxationsverhaltens. Zur Optimierung der Kriechgleichungen muss jedoch die Voraussetzung erfüllt sein, dass konventionelle Kriechversuche in einem für die Spannungsrelaxation typischen niedrigen Spannungsbereich vorliegen. Die Charakterisierung des Kriechverhaltens von Werkstoffen erfolgt jedoch üblicherweise bei höheren Spannungen, um entsprechend lange Versuchslaufzeiten zu vermeiden.

7 Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

Die vorliegende Arbeit hatte die Entwicklung von robusten und abgesicherten Werkstoffmodellen zur Modellierung des Verformungs- und Spannungsrelaxationsverhaltens zum Ziel, die eine frühzeitige Erkennung von möglichen Schäden und eine genauere Abschätzung von Revisionsintervallen ermöglichen. Zu diesem Zweck mussten zunächst maßgebende Verformungsmechanismen für die Nickelbasiswerkstoffe Nimonic 80A und Nimonic 101 identifiziert werden. Anschließend galt es, den Kenntnisstand zu den bisher nur unzureichend untersuchten Auswirkungen transienter Temperaturbeanspruchungen experimentell zu charakterisieren. Aufbauend auf diesen Ergebnissen und der Datenbasis isothermer Warmzug-, Kriech- und Glühversuche mussten nachfolgend phänomenologische Werkstoffmodelle entwickelt und deren Parameter identifiziert werden. Die abschließende Validierung der Werkstoffmodelle sollte letztlich deren Anwendbarkeit in einem weiten Temperatur- und Spannungsbereich sowie unter bauteilnahen Beanspruchungsbedingungen aufzeigen.

Zunächst wurden mithilfe von Untersuchungen der Mikrostruktur und einer umfangreichen isothermen Basischarakterisierung bestehend aus Warmzug-, Kriech- und Glühversuchen die untersuchten Nimonic 80A und Nimonic 101 Schmelzen in Literatur- und genormte Anhaltswerte eingeordnet. Es konnte nachgewiesen werden, dass das Verformungsverhalten und die Werkstoffeigenschaften mit handelsüblichen Schmelzen vergleichbar sind. Mittels Messungen der Gitterparameter, der Analyse der γ/γ' -Volumenverhältnisse an kontrahierten, isotherm ausgelagerten Glühproben und Gefügesimulationsberechnungen (Thermo-Calc-Berechnungen) wurden zudem die in der Literatur teils unterschiedlich diskutierten mikrostrukturellen Ursachen der Volumenkontraktion untersucht. Die Auswertungen haben gezeigt, dass die Volumenkontraktion der untersuchten Nickelbasiswerkstoffe auf die Ausbildung von geordneten Ni_2Cr -Domänen sowie auf die temperaturabhängigen Änderungen der chemischen Phasenzusammensetzungen und der Volumenanteile von γ - und γ' -Phase zurückzuführen sind.

Anschließend wurden die maßgeblich zur Spannungsrelaxation beitragenden visko-plastischen Verformungsmechanismen mithilfe von kontinuierlichen Relaxationsversuchen und Kurzzeitrelaxationsversuchen identifiziert. Demnach ist für den zeitlichen Verlauf der Spannung die Entwicklung der Kriechdehnung und der Volumenkontraktion ausschlaggebend. Die Kurzzeitrelaxationsversuche haben gezeigt, dass anelastische Dehnungseffekte beim Nimonic 80A und Nimonic 101 im untersuchten Spannungs- und Temperaturbereich vernachlässigt werden können. Bei anwendungsrelevanten niedrigen Anfangsdehnungen dominieren im Spannungsrelaxationsversuch erwartungsgemäß zunächst Primär-Kriechprozesse. Erst mit zunehmender Spannungsabnahme erreichen die Kriechgeschwindigkeiten den Bereich des Sekundär-Kriechverhaltens. Höhere Anfangsdehnungen verschieben die Kriechgeschwindigkeiten jedoch in Richtung der minimalen Kriechgeschwindigkeit. Die Volumenkontraktion dominiert bei Relaxationsversuchen in einem mittleren Temperaturbereich von 400 bis 550 °C beim Nimonic 80A und 450 bis 600 °C beim Nimonic 101 und bewirkt einen Spannungsanstieg bei kontinuierlicher Versuchsführung. Die Restspannung artgleicher Schraubenverbindungsmodelle bleibt dagegen nahezu unbeeinflusst, da sowohl der Schraubenbolzen als auch die Hülse im gleichen Maße kontrahieren.

Der Einfluss transienter Beanspruchungen wurde anhand von Kriech- und Relaxationsversuchen mit anwendungsrelevanten zyklischen Temperaturwechseln bei annähernd konstanten mechanischen Beanspruchungen untersucht. Der Nimonic 80A zeigt unter diesen Beanspruchungsbedingungen weder eine Beschleunigung noch eine Verzögerung der Kriechverformung sowie der Spannungsrelaxation.

Das Werkstoffverhalten kann vielmehr als Akkumulation der jeweiligen isothermen Anteile verstanden werden. Dagegen führen die zyklisch wechselnden Temperaturen am Nimonic 101 tendenziell zu einer Beschleunigung der Kriechverformung. Die Auswirkungen auf die Spannungsrelaxation sind jedoch unterschiedlich. Die Ursachen dafür konnten in der vorliegenden Arbeit nicht abschließend geklärt werden, sodass weiterführende Untersuchungen anzustreben sind.

Die kurzzeitigen Auslagerungen kontrahierter Proben bei den maximalen Temperaturen der transienten Kriech- bzw. Relaxationsversuche haben gezeigt, dass die Volumenkontraktion teilweise wieder zurückgeht. Der Stabilitätsbereich der mikrostrukturellen Ursachen wurde anschließend mittels DSC- und TMA-Messungen experimentell untersucht. Beim Nimonic 80A kommt es ab einer Temperatur von ungefähr 575 °C und beim Nimonic 101 von ungefähr 600 °C zur Auflösung bzw. Rückbildung der Volumenkontraktion. Dieses Erkenntnis korreliert mit bereits dokumentierten Stabilitätsgrenzen der Ni₂Cr-Ordnungszustände. So kann, je nach Höhe und Haltedauer der minimalen und maximalen Zyklustemperaturen, die abwechselnde Ausbildung und Auflösung der Volumenkontraktion erklärt werden. Bei den durchgeführten transienten Relaxations- und Kriechversuchen ist daher keine Akkumulation der Kontraktion zu erwarten, was durch die experimentellen Ergebnisse bestätigt werden konnte.

Basierend auf der Datenbasis der isothermen Warmzug-, Kriech- und Glühversuche wurden anschließend phänomenologische Werkstoffmodelle erweitert und optimiert. Die entsprechenden Parametersätze ermöglichen eine hinreichend genaue Beschreibung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens sowie des Volumenkontraktions- und des Kriechverhaltens. Mit dem Ziel einer verbesserten numerischen Robustheit und reduzierten Rechenzeiten wurde eine implizit formulierte Garofalo-Kriechgleichung neu entwickelt. Diese basiert auf der industriell erprobten modifizierten Garofalo-Kriechgleichung und ermöglicht eine konsistente Abbildung der Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit der vorliegenden Kriechdehnung für einen weiten Temperatur- und Spannungsbereich.

Mithilfe numerischer FE-Simulationen der isothermen Kriech- und Spannungsrelaxationsversuche wurde die Methode der Superposition der Dehnungsanteile anschließend erfolgreich validiert. Eine Bewertung der unterschiedlichen Modelle erfolgte anhand von 45°-Diagrammen, bei denen gemessene und berechnete Werte direkt gegenübergestellt werden. Zur Vermeidung einer ungewollten Wichtung der Versuche infolge einer unterschiedlichen Anzahl an vorliegenden Datenpunkten eignen sich die 45°-Diagramme lediglich bei Betrachtung definierter Dehnungswerte, Versuchszeiten oder Spannungen. Eine zeitabhängige Bewertung der Modellgenauigkeit wird erst durch die Berechnung eines Flächenfehlers zwischen Versuchs- und Modellkurve möglich. Grundsätzlich erhöht sich mit zunehmender Komplexität der Kriechbeschreibung die Genauigkeit der Verformungs- und Relaxationsbeschreibung. Zudem sind stets konsistente Temperatur- und Spannungsabhängigkeiten innerhalb der Modellgleichungen anzustreben.

Die Robustheit der in dieser Arbeit entwickelten impliziten Garofalo-Kriechgleichung bei überlagerten plastischen Anfangsdehnungen konnte anhand der Simulation der gestuften Relaxationsversuche aufgezeigt werden. Diese Auswertung verdeutlichte außerdem, dass die Annahme einer isotropen Verfestigung ohne Berücksichtigung von statischen und dynamischen Erholungsvorgängen zu Abweichungen bei zyklischen Beanspruchungen mit großen plastischen Verformungsanteilen führen kann. Hier könnten konstitutive Ansätze eine genauere Beschreibung des Verformungsverhaltens ermöglichen, was jedoch mit erhöhtem Aufwand bei der Parameteridentifizierung, Implementierung und Rechenzeit verbunden ist. Die gewählten phänomenologischen Ansätze stellen im Hinblick auf die Anwendbarkeit einen Kompromiss aus Genauigkeit und wirtschaftlich vertretbarem Aufwand bei der Parameterbestimmung und numerischen Anwendung dar.

Die Anwendbarkeit der Superposition der Dehnungsanteile und der entwickelten Werkstoffmodelle wurde nachfolgend für transiente Beanspruchungsbedingungen erfolgreich nachgewiesen. Das Auflösungsverhalten der Volumenkontraktion wurde bei der Nachrechnung der transienten Relaxationsversuche berücksichtigt, indem ohne die negative Dehnung der Volumenkontraktion gerechnet wurde. Jedoch ist dieses Vorgehen nur dann zulässig, wenn die maximale Zyklustemperatur die zur Auflösung der Volumenkontraktion erforderliche kritische Temperatur in jedem Fall überschreitet. Andernfalls muss das Volumenkontraktionsverhalten bei FE-Simulationen zwingend berücksichtigt werden.

Zur Validierung der Werkstoffmodelle bei bauteilnahen Beanspruchungen, wie sie in herkömmlichen fossil befeuerten Kraftwerksanlagen auftreten, wurden Schraubenverbindungsmodelle mit GX13CrMoCoVNB9-2-1 (CB2) Stahlgusschulsen und zusätzlichen austenitischen Dehnhülsen der Legierung Alloy-286 geprüft. Die Dehnhülse kompensiert die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten von Schraubenbolzen und Flanschkörper. Die Restspannung nach 3.000 h isothermer Auslagerung bei 650 °C weist erwartungsgemäß einen geringeren Wert im Vergleich zu artgleichen Nimonic Relaxationsversuchen auf. Ursache ist die geringe Kriechfestigkeit des CB2 Hülsenwerkstoffs bei dieser Temperatur. Die FE-Simulation des isothermen Versuchs hat gezeigt, dass die Werkstoffmodelle in der Lage sind die Restspannung mit hinreichender Genauigkeit vorherzusagen. Die Unterschiede zwischen Simulation und Versuch bei transienter Temperaturführung beruhen auf Unsicherheiten der Kriechbeschreibung der Hülsenwerkstoffe im Bereich kleiner Spannungen.

Anhand der abschließenden Sensitivitätsanalyse wurde der Einfluss der Beanspruchungsgrößen Temperatur und Spannung, der Werkstoffeigenschaften sowie der Modellparameter der Norton-Bailey-Kriechgleichung auf die Spannungsrelaxation aufgezeigt. Aufgrund möglicher Streuungen bei der Versuchsdurchführung scheint die in der ECCC-Richtlinie aufgeführte Genauigkeitsgrenze als ein realistisches Gütekriterium zur Bewertung unterschiedlicher Modelle zu sein. Des Weiteren beeinflussen im Besonderen der E-Modul, das thermische Ausdehnungsverhalten sowie die Beschreibung der Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit die Genauigkeit der numerischen Simulation. Insbesondere im Bereich niedriger Spannungen, wie sie üblicherweise in Schraubenbolzen und Flanschtellern fossil befeuerter Kraftwerksanlagen zu erwarten sind, ist eine hinreichend genaue Kriechbeschreibung vonnöten. Dies schließt die Notwendigkeit einer entsprechenden Datenbasis bei den relevanten Spannungen ein.

Die vorliegende Arbeit leistete somit einen Beitrag zum verbesserten Verständnis der Verformungs- und Relaxationsvorgänge von geschmiedeten Nickelbasislegierungen unter isothermen und transienten Beanspruchungen. Auf Basis der entwickelten Werkstoffmodelle konnten zudem robuste numerische Bewertungen ermöglicht werden, sodass zukünftig Bauteile und Komponenten unter thermisch transienten Belastungen genauer ausgelegt und Revisionsintervalle präziser vorhergesagt werden können.

8 Ausblick

Die vorliegende Arbeit enthält grundlegende Erkenntnisse zu den Auswirkungen isothermer und transien-ter Beanspruchungen auf das Verformungs- und Spannungsrelaxationsverhalten der Nickelbasislegie-rungen Nimonic 80A und Nimonic 101. Im Hinblick auf die zu Beginn formulierte Vision sind jedoch auch neue Fragestellungen hinzugekommen, welche bisher nur eingeschränkt betrachtet werden konnten.

Die Untersuchungen zeigten, dass transiente Beanspruchungen beim Nimonic 80A im untersuchten, an-wendungsrelevanten Spannungs- und Temperaturbereich weder eine Beschleunigung noch eine Verzö-gerung der Kriechverformung und der Spannungsrelaxation bewirken. Die Ergebnisse am Nimonic 101 sind hingegen weniger eindeutig. So kann zwar tendenziell eine Beschleunigung der Kriechverformung infolge transien-ter Beanspruchungen beobachtet werden, die Relaxation wird jedoch nur geringfügig beeinflusst. Zur Absicherung der bisher getroffenen Aussagen wären demnach weitere transiente Kriech-versuche mit alternativen Temperaturzyklen anzustreben.

Des Weiteren wurde gezeigt, dass mithilfe phänomenologischer Werkstoffmodelle eine hinreichend ge-naue numerische Abbildung der isothermen Verformungs- und Relaxationsvorgänge möglich ist. Die Simulation transien-ter Beanspruchungen erfordert jedoch die Berücksichtigung des Auflösungsverhal- tens der Volumenkontraktion bei Überschreiten einer kritischen Temperatur T_c . Dies erfolgte bisher, indem die transienten Relaxationsversuche ohne Volumenkontraktion simuliert wurden. Diese Vorge- hensweise ist jedoch nur dann zulässig, wenn die maximalen Zyklustemperaturen oberhalb von T_c liegen. Andernfalls muss die Kontraktion zwingend berücksichtigt werden. Demnach sollten nachfolgende Ar- beiten eine numerische Umsetzung des Auflösungsverhaltens anstreben, was eine größere Datenbasis an Glühversuchen sowie entsprechende Mikrostrukturanalysen erfordert. Der Einfluss mehrachsiger Bean- spruchungen auf die mikrostrukturellen Ursachen der Volumenkontraktion stellt einen weiteren Aspekt dar, der für eine umfassende Bewertung von Bauteilen von großem Interesse ist. Außerdem kann die ge- genseitige Beeinflussung von Kriechdehnung und Kontraktion derzeit nicht vollständig ausgeschlossen werden. Das Potential der Rechenzeitreduzierung durch die implizite Formulierung der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung ist noch mit FE-Berechnungen von komplexeren Bauteilgeometrien zu bestim- men.

In fossil befeuerten Kraftwerksanlagen wird neben den untersuchten Nickelbasiswerkstoffen eine Viel- zahl unterschiedlicher Stahlwerkstoffe für Schraubenbolzen eingesetzt. Deren Werkstoffverhalten unter transienten Beanspruchungen ist bisher ebenfalls nur unzureichend bekannt. So gilt es anhand ausge- wählter Versuche zu prüfen, inwieweit die gewonnenen Erkenntnisse auf die Gruppe der Stahlwerk- stoffe übertragbar sind. Des Weiteren haben die Schraubenverbindungsmodelle mit CB2 Hülse gezeigt, dass neben der Modellierung der Schraubenbolzen, die Genauigkeit bei der Abschätzung der Hülsen- bzw. Flanschverformung, die Restspannung entscheidend beeinflusst. Die entsprechende Optimierung der Modelle erfordert jedoch Kriechdaten in einem verhältnismäßig niedrigen Spannungsbereich, der aufgrund der zu erwartenden langen Laufzeiten bisher nur unzureichend abgesichert ist.

Die Fortsetzung der Untersuchungen zu den Auswirkungen transien-ter Beanspruchungen ist im Hinblick auf eine möglichst robuste Beschreibung des Verformungs- und Relaxationsverhaltens und vor dem Hin- tergrund der eben aufgeführten neuen Fragestellungen anzustreben. Ein Teil der Fragestellungen ist in einem bereits bewilligten AiF-Nachfolgevorhaben adressiert.

Literaturverzeichnis

- [1] RÖSLER, J. ; HARDERS, H. ; BÄKER, M.: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. B.G. Teubner Verlag, GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden, 2006
- [2] BÜRCEL, R. ; MAIER, H. J. ; NIENDORF, T.: *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik*. Vieweg+Teubner Verlag, 2011
- [3] LÖSER, K.: *Mechanische Langzeiteigenschaften von Nickelbasislegierungen für Dampfturbinenverschraubungen*, TH Darmstadt, Dissertation, 1992
- [4] WINDECKER, T.: *Absicherung neuer Herstellungstechnologien für Gasturbinenschaufeln durch mechanische Langzeituntersuchungen*, TH Darmstadt, Dissertation, 1993
- [5] PFENNING, A.: *Optimierung und Verifizierung von Kriechgleichung für Hochtemperaturwerkstoffe*, TH Darmstadt, Dissertation, 1996
- [6] LEHMANN, D. ; LENS, H.: Flexible conventional power plants and volatile renewable power production - control opportunities. In: *VGB PowerTech 1/2* (2017), S. 40–45
- [7] BRANCH, G. D. ; DRAPER, J. H. M. ; N. W. HODGES, J. B. M. ; MURPHY, M. C. ; SMITH, A. I. ; TOFT, L. H.: High temperature bolts for steam power plant. In: *International conference on creep and fatigue in elevated temperature applications*, Institution of Mechanical Engineers, 1974, S. 192.1–192.8
- [8] KING, B. L. ; METCALF, E. ; MILES, L. ; MILES, D. ; NATH, B.: *Status report on the failure of Nimonic 80A studs in steam strainers at Fawley and Pembroke PS*. 1981. – Laboratory Report Nr. RD/L/2086R81-Central Electricity Research Laboratories
- [9] BEECH, S. M. ; HOLDSWORTH, S. R. ; MELLOR, H. G. ; MILLER, D.A. ; NATH, B.: An Assessment of Alloy 80A as a High Temperature Bolting Material for Advanced Steam Conditions. In: *The International Conference on Advances in Material Technology for Fossil Power Plants*, ASM International, 1987
- [10] MAYER, K. H. ; KÖNIG, H.: Operational characteristics of highly creep resistant Nimonic 80A bolts for steam turbines. In: *The International Conference on Advances in Material Technology for Fossil Power Plants*, ASM International, 1987, S. 395–401
- [11] DAHL, K. V. ; HALD, J.: Negative creep in nickel base superalloys. In: VEIVO, J. (Hrsg.) ; AUERKARI, P. (Hrsg.): *Baltica IV*, 2004, S. 329–343
- [12] BRUNNE, T. ; NOWAK, F.: Auswirkungen des flexiblen Einsatzes von Kohlekraftwerken auf das Störgeschehen. In: *VGB PowerTech 10* (2015), S. 37–39
- [13] AUMÜLLER, A. ; MOIK, A. ; RALL, H.: Die steigende Bedeutung der Kraftwerksparkflexibilität. In: *VGB PowerTech 4* (2016), S. 19–23
- [14] LOSCHEN, R.: Mit Flexibilität zu mehr Klimaschutz - Energiemanagement im Chemiepark Marl. In: *VGB PowerTech 1/2* (2017), S. 84–87
- [15] HEIMANN, G.: Flexibilitätssteigerung von Braunkohlekraftwerken. In: *VGB PowerTech 4* (2015), S. 47–51

-
- [16] BETTERIDGE, W. ; SHAW, S. W. K.: Developments of superalloys. In: *Materials Science and Technology* 3 (1987), S. 682–694
- [17] PATEL, S. J.: A Century of Discoveries, Inventors, and New Nickel Alloys. In: *The Journal of The Minerals, Metals and Materials Society* (2006), S. 18–20
- [18] MAYER, K. H. ; KÖNIG, H.: High-temperature bolting of steam turbines of improved coal-fired power plants. In: *2. EPRI International Conference on Improved Power Stations*, EPRI, 1988
- [19] MAYER, K. H. ; BERGER, C. ; SCARLIN, R. B.: New steels and manufacturing processes for critical components in advanced steam power plants. In: *European Commission, COST EUR 16858 EN* (1996)
- [20] BARTSCH, H.: *Ermittlung und Beschreibung des Langzeitkriechverhaltens hochwarmfester Gasturbinenwerkstoffe*, TH Darmstadt, Dissertation, 1985
- [21] GOTTSTEIN, G.: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2014
- [22] ASHBY, M. F.: A first report on deformation-mechanism maps. In: *Acta Metallurgica* 20 (1972), S. 887–897
- [23] ZENNER, C.: *Elasticity and anelasticity of metals*. Universal Press, Chicago, 1965
- [24] SINHA, N. K. ; SINHA, S.: Stress relaxation at high temperatures and the role of delayed elasticity. In: *Material Science and Engineering* 393 (2005), S. 179–190
- [25] SCHMIDT, W.: Zwischenentlastungen und Rückdehnungen bei verschiedenen Stählen bei erhöhten Temperaturen. In: *DEW-Technische Berichte* 8 (1968), S. 59–73
- [26] MONSEES, M.: *Optimierung und Verifizierung von Kriechgleichungen für warmfeste Stähle*, TH Darmstadt, Dissertation, 1996
- [27] KLOOS, K. H. ; GRANACHER, J. ; OEHL, M.: Beschreibung des Kriechverhaltens einiger warmfester Stähle. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 21 (1990), S. 265–274
- [28] KINZEL, S.: *Längenänderung der Legierung Wasaloy und Inconel 718 nach Langzeitauslagerung*, Universität Bayreuth, Dissertation, 2016
- [29] GRANACHER, J.: Kriechgleichungen für warmfeste Stähle und Nickelbasislegierungen. In: 23. Vortragsveranstaltung "Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe", VDEh, 2000, S. 210–244
- [30] RAMBERG, W. ; OSGOOD, W. R.: Description of stress–strain curves by three parameters. In: *Technical Note No. 902, National Advisory Committee for Aeronautics* (1943)
- [31] OEHL, M.: *Numerische Beschreibung des Langzeitdehnverhaltens warmfester Stähle*, TH Darmstadt, Dissertation, 1993
- [32] THOMA, A.: *Nickelbasis-Legierungen für den Einsatz als Rotorwerkstoff in Dampfkraftwerken oberhalb 700 °C - Langzeitverhalten und Modellierung*, TU Darmstadt, Dissertation, 2004
- [33] SCHWIENHEER, M.: *Statisches und zyklisches Hochtemperaturverhalten der 600 °C–Dampfturbinenstähle (G)X12CrMoWVNbN10-1-1*, TU Darmstadt, Dissertation, 2004

-
- [34] COBLE, R. L.: A Model for Boundary Diffusion Controlled Creep in Polycrystalline Materials. In: *Journal of applied Physics* 34 (1963), S. 1679–1682
- [35] HERRING, C.: Diffusional Viscosity of a Polycrystalline Solid. In: *Journal of applied Physics* 21 (1950), S. 437–445
- [36] GAROFALO, F.: *Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals*. The McMillan company New York, 1965
- [37] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: *DIN EN ISO 204:2009 Metallische Werkstoffe - Einachsiger Zeitstandversuch unter Zugbeanspruchung*. 2009
- [38] KASSNER, M.: *Fundamentals of Creep in Metals and Alloys*. Elsevier Science, 2008
- [39] NORTON, F. H.: *The creep of steel at high temperatures*. New York McGraw-Hill book company, 1929
- [40] KLOOS, K. H. ; GRANACHER, J. ; OEHL, M.: Correction of creep data for ferritic steels for testing in air. In: *Beitrag zum CEC-Study Contract RAP 0103NL: Oxide scale impact on creep*, CEC-Fast reactor coordination community, 1988, S. 77–133
- [41] RICHTER, M.: *Ermittlung von Kriechgesetzen und Kriterien für Anriß und Rißfortschritt zeitstandbeanspruchter Teile mit dem Ziel der Anwendung in der Finit-Element-Methode*, TH Darmstadt, Dissertation, 1987
- [42] LEMAITRE, J. ; CHABOCHE, J. L.: *Mechanics of solid materials*. Cambridge University Press, 1990
- [43] KACHANOV, L. M.: *Introduction to Continuum Damage Mechanics*. Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, 1986
- [44] HULL, D. ; RIMMER, D. E.: The growth of grain-boundary voids under stress. In: *Philosophical Magazine* 4 (1959), S. 673–687
- [45] ANDERSON, P. M. ; SHEWMON, P. G.: Stress redistribution and cavity nucleation near a diffusively growing grain boundary cavity. In: *Mechanics of Materials* 32 (2000), S. 175–191
- [46] KASSNER, M.E. ; HAYES, T. A.: Creep cavitation in metals. In: *International Journal of Plasticity* 19 (2003), S. 1715–1748
- [47] STEWART, C. M. ; GORDON, A. P. ; HOGAN, E. A. ; SAXENA, A.: Characterization of the Creep Deformation and Rupture Behavior of DS GTD-111 Using the Kachanov–Rabotnov Constitutive Model. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* 133 (2011)
- [48] BLUM, W. ; EISENLOHR, P. ; BREUTINGER, F.: Understanding Creep - a Review. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 33 (2002), S. 291–303
- [49] TINGA, T.: *Multiscale Modelling of Single Crystal Superalloys for Gas Turbine Blades*, Technische Universität Eindhoven, Dissertation, 2009
- [50] QIN, Y. ; GÖTZ, G. ; BLUM, W.: Subgrain structure during annealing and creep of the cast martensitic Cr-steel G-X12CrMoWVNbN 10-1-1. In: *Materials Science and Engineering A* 34 (2003), S. 211–215
- [51] SANDSTRÖM, R.: Basic model for primary and secondary creep in copper. In: *Acta Materialia* 60 (2012), S. 314–322

-
- [52] MAGNUSSON, H. ; SANDSTRÖM, R.: Creep Strain Modeling of 9 to 12 Pct Cr Steels Based on Microstructure Evolution. In: *Metallurgical and Materials Transactions A* 38s (2007), S. 2033–2039
- [53] McLEAN, M. ; DYSON, B. F.: Modeling the Effects of Damage and Microstructural Evolution on the Creep Behavior of Engineering Alloys. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* 122 (2000), S. 273–278
- [54] SIMON, A.: *Zur Berechnung betriebsnah belasteter Hochtemperaturbauteile mit einem konstitutiven Werkstoffmodell*, TU Darmstadt, Dissertation, 2007
- [55] FEHÉR, A.: *Interaktive Modellierung des Kriechverhaltens am Beispiel warmfester Stähle*, TU Darmstadt, Dissertation, 2010
- [56] PENNY, R. K. ; MARRIOT, D. L.: *Design for Creep*. London McGraw-Hill book company, 1971
- [57] McVETTY, P.G.: *Creep of Metals at Elevated Temperatures: The Hyperbolic Sine Relation Between Stress and Creep Rate*. Transactions ASME, 1943
- [58] DORN, J. E.: Some fundamental experiments on high temperature creep. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 8 (1954), S. 85–116
- [59] BAILEY, R. W.: *The Utilization of Creep Test Data in Engineering Design*. Institution of Mechanical Engineers, 1935
- [60] GRAHAM, A. ; WALLS, K. F. A.: Relations between long and short time properties of commercial alloys. In: *Journal of Iron and Steel Institute* 179 (1957), S. 205–290
- [61] DORN, J. E. (Hrsg.): *Mechanical behavior of materials at elevated temperatures*. McGraw-Hill Book Company, New York, 1961
- [62] EVANS, R. W. ; PARKER, J. D. ; WILSHIRE, B.: An extrapolation procedure for long-term creep strain and creep life prediction with special reference to 0.5Cr0.5Mo0.25V ferritic steels. In: *Proceedings of the Recent Advances in Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, 1981
- [63] EVANS, R. W. ; WILSHIRE, B.: *Creep of Metals and Alloys*. The Institute of Metals, London, 1985
- [64] KLOOS, K. H. ; GRANACHER, J. ; PFENNING, A.: Creep equations for high temperature alloys on the basis of a parametric assessment of multi-heat data. In: *steel research* 67 (1996), S. 106–110
- [65] MONSEES, M. ; KOSTENKO, J. ; GRANACHER, J.: Kriechgleichungen für warmfeste Kraftwerksstähle. In: *20. Vortragsveranstaltung "Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe"*, VDEh, 1997
- [66] GRANACHER, J. ; MOEHLIG, H. ; SCHWIENHEER, M. ; BERGER, C.: Creep Equations for High Temperature Materials. In: *Proceedings of CREEP 7*, Japan Society of Mechanical Engineers, 2001, S. 609–616
- [67] FEHÉR, A.: *Ein Beitrag zur Qualifizierung und Simulation von Schweißverbindungen moderner Kesselbauwerkstoffe*, TU Darmstadt, Dissertation, 2013
- [68] FEHÉR, A. ; LINN, S. ; SCHWIENHEER, M. ; SCHOLZ, A. ; BERGER, C.: An interactive approach of creep behaviour modeling. In: *Materials Science and Engineering A* 510-511 (2009), S. 29–34

-
- [69] Dassault Systems, Simulia: *Abaqus 6.13 Manual Collection*. 2013
- [70] RIEGE, H.: *Das Formänderungsverhalten von Nickel und Nimonic 80A unter mechanischer Zugspannungsbeanspruchung und zeitlich konstanten oder veränderlichen Temperaturen*, TH München, Diss., 1967
- [71] HUFF, H. ; SCHÖNFELDER, W.: Zum Einfluß wechselnder Temperaturen auf das Zeitstandverhalten von Nickellegierungen. In: *Zeitschrift für Werkstofftechnik* 5 (1974), S. 258–262
- [72] WALSER, B.: *Der Einfluss von periodischen Temperaturwechseln auf das Kriechen von Metallen*, Eidgenössische TH Zürich, Dissertation, 1974
- [73] CLOSS, K. D.: Untersuchungen zum Zeitstand- und Kriechverhalten des Stahls X8 CrNiMoVNb 1613 (W-Nr. 1.4988) bei konstanten und wechselnden Temperaturen. In: *Kernforschungszentrum Karlsruhe KFK2112* (1975)
- [74] NEUBERT, S.: *Hochtemperaturverhalten von Nickel-Chrom-Aluminium-Legierungen für den industriellen Ofen- und Apparatebau*, TU Darmstadt, Dissertation, 2014
- [75] WOLLWEBER, K. S.: *Beschreibung des Zeitdehnverhaltens warmfester Stähle unter zyklisch veränderter Zeitstandsbeanspruchung*, TH Darmstadt, Dissertation, 1998
- [76] HILLENBRAND, P.: *Verhalten warmfester Stähle bei mehrstufiger Langzeitbeanspruchung*, TH Darmstadt, Dissertation, 1998
- [77] BLUM, W. ; GRANACHER, J.: Zyklisches Kriechen. In: *DGM-Symposium "Festigkeit und Verformung bei hoher Temperatur"*, 1989
- [78] GRANACHER, J. ; ECKERT, A. ; KREUZIGER, E.: Zeitstandverhalten warmfester Stähle bei zyklischer und bei intermittierender Beanspruchung. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 21 (1990), S. 213–220
- [79] ROBINSON, E. L. ; SCHENECTADY, N.Y.: Effect of Temperature Variation on the Creep Strength of Steels. In: *Transactions ASME* (1938), S. 253–259
- [80] EL-MAGD, E. ; PANTELAKIS, S. ; KAISER, T.: Auswirkungen von Temperatur- bzw. Laständerungen auf die Schädigungszunahme und die Lebensdauer des Stahls X 8 CrNiMoNb 16 16 bei Zeitstandsbeanspruchung. In: *Material und Technik* 4 (1985), S. 203–211
- [81] EL-MAGD, E.: *Hochtemperatur-Werkstofftechnik, Festigkeit, Deformation und Bruch, 2. überarbeitete Auflage*. Shaker Verlag, 2009
- [82] SYKES, W. P.: The Iron-Molybdenum system. In: *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers* 73 (1926), S. 968–1008
- [83] LANKES, J. C. ; WASSERMANN, G.: Die Volumenänderung einer Aluminium-Kupfer-Legierung während der einzelnen Stadien der Entmischung. In: *Zeitschrift Metallkunde* 41 (1950), S. 381–391
- [84] BROTZEN, F. R. ; HARMON, E. L. ; TROIANO, A. R.: Decomposition of Beta Titanium. In: *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society* 7 (1955), S. 413–419
- [85] FOUNTAIN, R. W. ; KORCHYNSKY, M.: The phenomenon of negative creep in alloys. In: *Transactions of the ASM* 51 (1959), S. 108–122

-
- [86] MAYER, K. H. ; KÖNIG, H.: Untersuchungen zum Relaxationsverhalten warmfester Schraubenverbindungen von Dampfturbinen. In: *VGB-Konferenz "Forschung in der Kraftwerkstechnik"*, VGB, 1988
- [87] MARUCCO, A. ; NATH, B.: The effects of ordering on the high temperature deformation of nickel based alloys. In: *Pergamon Press, Oxford New York* 4 (1984), S. 299–305
- [88] KLOOS, K. H. ; GRANACHER, J. ; BARTSCH, H.: Untersuchungen des Kriechverhaltens hochwarmfester Gasturbinenwerkstoffe. In: *Zeitschrift für Werkstofftechnik* 17 (1991), S. 199–205
- [89] KLOOS, K. H. ; GRANACHER, J. ; PREUSSLER, T.: Beschreibung des Kriechverhaltens von Gasturbinenwerkstoffen, Teil I: Kriechgleichungen für einzelne Versuchswerkstoffe. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 22 (1991), S. 332–340
- [90] JOHNSON, W. A. ; MEHL, R. F.: Reaction Kinetics in processes of nucleation and growth. In: *Transactions of American Institute of Mining and Metallurgical Engineers* 135 (1939), S. 416–458
- [91] AVRAMI, M.: Kinetics of phase change. III: Granulation, Phase Change and Microstructure. In: *Journal of Chemical Physics* 9 (1941), S. 177–184
- [92] METCALFE, E. ; NATH, B.: Lattice Contraction in some commercial Nickel-chromium alloys during ageing. In: *The Institution of Metallurgists* 2 (1979), S. 50–53
- [93] DETERT, K. ; BERTRAM, W.: Die Relaxation glatter Probestäbe aus Ni-Cr und Ni-Cr-Co Legierungen. In: *Internationale Tagung - Eigenschaften warmfester Stähle*, 1972
- [94] NASH, P. (Hrsg.): *Phase diagrams of binary nickel alloys*. ASM International Materials, Park, Ohio, USA, 1991
- [95] WARLIMONT, H. ; AUBAUER, P.: Disperse Ordnung - ein Modell für den teilgeordneten Zustand konzentrierter Legierungsmischkristalle. In: *Zeitschrift Metallkunde* 64 (1973), S. 484–491
- [96] MARUCCO, A.: Effects of composition on degree of order and ordering kinetics of Cr based Super-alloys. In: *Journal de Physique IV* 3 (1993), S. 331–334
- [97] MARUCCO, A. ; NATH, B.: Effects of ordering on the properties of Ni-Cr alloys. In: *Journal of Materials Science* 23 (1988), S. 2107–2114
- [98] MARUCCO, A.: Atomic ordering in the Ni-Cr-Fe system. In: *Material Science and Engineering A* 189 (1994), S. 267–276
- [99] REPPICH, B.: Negatives Kriechen. In: *Zeitschrift Metallkunde* 75 (1984), S. 193–201
- [100] MARUCCO, A.: Effects of composition on the order-disorder transformation in Ni-Cr based alloys. In: *Key Engineering Materials* 48 (1990), S. 77–90
- [101] METCALFE, E. ; NATH, B. ; WICKENS, A.: Some Effects of the Ordering Transformation in Nimonic 80A on Stress Relaxation Behaviour. In: *Materials Science and Engineering* 67 (1984), S. 157–162
- [102] MARUCCO, A.: Development of a new nickel based alloy for use as high temperature bolting material in steam turbines. In: *International Conference on Evolution of Advanced Materials*, AIM, 1989

-
- [103] REPPICH, B.: Negatives Kriechen und Mikrogefüge langzeitexponierter Gasturbinenwerkstoffe. In: *Zeitschrift Metallkunde* 85 (1994), S. 28–38
- [104] REN, D. G.: Atom probe and field ion microscope investigation of the negative creep mechanism in nickel-base superalloys. In: *Journal of Materials Processing Technology* 73 (1998), S. 74–77
- [105] DREFAHL, K. ; MATUCHA, K. H. ; RÜHLE, M.: Gefügebedingte Längenänderungen als Beitrag zum "negativen" Kriechen einer Ni-Cr-Legierung. In: *Zeitschrift Metallkunde* 8 (1992), S. 585–590
- [106] DUDOVA, N. R. ; KAIBYSHEV, R. O. ; VALITOV, V. A.: Short-Range Ordering and the Abnormal Mechanical Properties of a Ni-20%Cr Alloy. In: *The Physics of Metals and Metallography* 108 (2009), S. 625–633
- [107] KINZEL, S. ; GABEL, J. ; VÖLKL, R. ; GLATZEL, U.: Reasons for Volume Contraction after Long-Term Annealing of Waspaloy. In: *Advanced Engineering Materials* 17 (2015), S. 1106–1112
- [108] LANG, E. ; LUPINC, V. ; MARUCCO, A.: Effect of Thermomechanical Treatments on Short-range Ordering and Secondary-phase Precipitation in Ni-Cr-based Alloys. In: *Materials Science and Engineering A* 114 (1989), S. 147–157
- [109] KIM, S. S. ; KUK, I. H. ; KIM, J. S.: Order-disorder reaction in Alloy 600. In: *Materials Science and Engineering A* 279 (2000), S. 142–148
- [110] NAZMY, M. ; GERDES, C.: The Relaxation behaviour of high chromium-Ni-base super alloys. In: *Advanced Materials Research* 278 (2011), S. 321–326
- [111] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: *DIN EN 10319-1:2003 Relaxationsversuch unter Zugbeanspruchung - Teil 1: Prüfverfahren für die Anwendung in Prüfmaschinen*. Berlin, 2003
- [112] FAHRMANN, M. G. ; WERESZCZAK, A. A. ; KIRKLAND, T. P.: Stress relaxation behavior and dimensional stability of INCONEL alloy 783. In: *Materials Science and Engineering A* 271 (1999), S. 122–127
- [113] BATTE, A. D. ; CAVENEY, G.: Effect of creep recovery on stress relaxation in steam turbine steels. In: *Metals Technology* (1980), S. 89–95
- [114] LUBAHN, J. D.: The role of anelasticity in creep, tension, and relaxation behavior. In: *Transactions of the American Society for Metals* 45 (1953), S. 787–838
- [115] FELTHAM, P.: Stress Relaxation in Copper and Alpha-Brasses at Low Temperatures. In: *Journal of the Institute of Metals* 89 (1960), S. 210–214
- [116] CAILLARD, D. ; MARTINELLO, L. J.: *Thermally activated mechanisms in crystal plasticity*. Pergamon Materials Series, Elsevier, 2003
- [117] MOHEBBI, M. S. ; AKBARZADEH, A. ; YOON, Y. O. ; KIM, S. K.: Stress relaxation and flow behavior of ultrafine grained AA 1050. In: *Mechanics of Materials* 89 (2015), S. 23–34
- [118] DOWLING, N.E.: *Mechanical Behavior of Materials*. Pearson Education Limited, 2013
- [119] BOSE, S.C. ; SINGH, K. ; SWAMINATHAN, J. ; SARMA, D.S.: Prediction of creep life of X10CrMoVNbN-91 (P-91) steel through short term stress relaxation test methodology. In: *Materials Science and Technology* 20 (2004), S. 1290–1296

-
- [120] BRUYCKER, E. D. ; KEUSTERMANS, J. P. ; HUYSMANS, S.: Stress Relaxation Testing as an Alternative to conventional Creep Rupture Testing. In: *ECCC Creep Conference*, 2009, S. 1138–1145
- [121] BEDDOES, J. ; MOHAMMADI, T.: Comparison of stress relaxation and creep strain rates for the superalloy IN738LC. In: *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design* 45 (2010), S. 587–592
- [122] BLUM, W. ; PSCHENITZKA, F.: Durchführung von Zug-, Druck- und Spannungsrelaxationsversuchen bei erhöhter Temperatur. In: *Zeitschrift Metallkunde* 67 (1976), S. 62–65
- [123] LIU, P. ; ZONG, Y. ; SHAN, D. ; GUO, B.: Relationship between constant-load creep, decreasing-load creep and stress relaxation of titanium alloy. In: *Materials Science and Engineering A* 638 (2015), S. 106–113
- [124] CHANDLER, H. D.: A comparison between steady state creep and stress relaxation in copper. In: *Materials Science and Engineering A* 527 (2010), S. 6219–6223
- [125] SINHA, N.: Limitations of stress relaxation tests for determining stress dependence of strain rate high temperatures. In: *Scripta Materialia* 48 (2003), S. 731–736
- [126] LAFLEN, J. H. ; JASKE, C. E.: Cyclic Relaxation Response Under Creep-Fatigue Conditions. In: *Stress Relaxation Testing*, ASTM, 1978, S. 183–206
- [127] ELLIS, F. V. ; TORDONATO, S.: Calculation of Stress Relaxation Properties for Type 422 Stainless Steel. In: *Journal of Pressure Vessel Technology, Transactions of the ASME* 122 (2000), S. 66–71
- [128] RIVA, A. ; HAHN, P. ; LINN, S. ; MALDINI, M. ; PARODI, S. ; POGGIO, E. ; VACCHIERI, E. ; VILLARI, P.: Stress relaxation in cast nickel base superalloys, in the perspective of gas turbine blades and vanes life evaluation in creep-fatigue regime Part2: Experimental tests and modelling. In: *7th International Conference on Creep, Fatigue and Creep-Fatigue Interaction*, Indira Gandhi Centre for Atomic Research, 2016
- [129] FELTHAM, P.: Stress Relaxation in Magnesium at Low Temperatures. In: *physica status solidi* 3 (1963), S. 1340–1346
- [130] HOLMSTRÖM, S. ; POHJA, R. ; AURKARI, P. ; FRIEDMANN, V. ; KLENK, A. ; LEIBING, B. ; BUHL, P. ; SPINDLER, M. ; RIVA, A.: Long term stress relaxation modelling. In: *Proceedings of 3rd ECCC Conference Creep & Fracture*, CSM, 2014
- [131] HOLMSTRÖM, S. ; RIVA, A. ; LEIBING, B. ; HOPT, A. ; HAHN, P.: Robust prediction of long term stress relaxation for bolting steel X19. Results from the European Creep Collaborative Committee assessments. In: *Proceedings of 4rd ECCC Conference Creep & Fracture*, VDEh, 2017
- [132] LARSON, F. R. ; MILLER, J.: A Time-Temperature Relationship for Rupture and Creep Stresses. In: *Transactions ASME* 74 (1952), S. 765–775
- [133] WILSHIRE, B. ; SCHARNING, P. J. ; HURST, R.: A new approach to creep data assessment. In: *Materials Science and Engineering A* 510-511 (2009), S. 3–6
- [134] HAHN, P. ; SCHWIENHEER, M. ; KONTERMANN, C. ; OECHSNER, M.: Modeling of creep and stress relaxation of the nickel-base alloy NiCr20TiAl at isothermal and non-isothermal loading conditions. In: *Materials Science and Engineering Technology* 45 (2017), S. 1070–1081

-
- [135] GENGEBACH, T.: *Relaxationsverhalten von Rohrflanschen aus 9 % Chrom-Stahl*, Universität Stuttgart, Dissertation, 2003
- [136] PURPER, H.: *Experimentelle und numerische Untersuchung des Relaxationsverhalten von Rohrflanschverbindungen*, Universität Stuttgart, Dissertation, 2002
- [137] LEIBING, B. ; HAHN, P. ; SCHWIENHEER, M. ; SCHOLZ, A. ; KLENK, A.: Optimierte Beschreibung des Relaxationsverhaltens von Schrauben- und Flanschverbindungen unter wechselnden, betriebsnahen Beanspruchungen. In: *Abschlussbericht AiF Nr. 17146N* (2016)
- [138] MAILE, K. ; KLENK, A.: Numerical analysis of high temperature pipe flanges. In: *Proceedings of the ASME PVP Conference - Analysis of Bolted Joints*, ASM International, 1999, S. 153–160
- [139] GUMMERT, P.: Materialgesetze des Kriechens und der Relaxation. In: *Forschungsberichte der VDI-Zeitschriften - Reihe 5 38* (1978), S. 36–81
- [140] KHAYATZADEH, S. ; TANNER, D. W. J. ; TRUMAN, C. E. ; FLEWITT, P. E. J. ; SMITH, D. J.: Creep deformation and stress relaxation of a martensitic P92 steel at 650 °C. In: *Engineering Fracture Mechanics* (2017), S. 1–15
- [141] BATTE, A. D. ; MURPHY, M. C.: Some empirical relationships between creep strain, stress, time and temperature in 1Cr-Mo-V rotor forgings. In: *Proceedings of the Conference of the Iron and Steel Institute*, 1972
- [142] BARTH, H.: *Zum Zeitstandverhalten warmfester Stähle unter zeitlich veränderter Beanspruchung*, TH Darmstadt, Dissertation, 1984
- [143] FINNIE, I. ; HELLER, W. R.: *Creep of engineering materials*. The McGraw-Hill Book Company New York, 1959
- [144] SCHLIMMER, M. (Hrsg.): *Zeitabhängiges mechanisches Werkstoffverhalten*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York Tokyo, 1984
- [145] RINGEL, M. ; ROOS, E. ; MAILE, K. ; KLENK, A.: Constitutive Equations of Adapted Complexity for High Temperature Loading. In: *Creep and Fracture Conference*, 2005
- [146] EUR 13802 EN: *An assessment of nickel-based alloys for high-temperature bolting applications*. Berlin, 1991
- [147] MAYER, K. H. ; KEIENBURG, K. H.: Operating experience and life span of heat-resistant bolted joints in steam turbines of fossil-fired power stations. In: *Institution of mechanical Engineers* (1980), S. 133–142
- [148] MAIER, G.: Relaxation von Schraubenwerkstoffen. In: *Materialprüfung* 33 (1991), S. 25–30
- [149] BROWN, W.: High Temperature Design of PVP Bolted Flanged Joints. In: *Pressure Vessels & Piping Division Conference*, ASME, 2010
- [150] BROWN, W.: Recent Advances in PVP Bolted Joint Technology. In: *14th International Conference on Pressure Vessel Technology*, Procedia Engineering, 2015, S. 158–167

-
- [151] MAILE, K. ; HÄNSEL, G. ; PURPER, H.: Langzeituntersuchungen zum Relaxationsverhalten warmfester Schraubenverbindungen mit und ohne Betriebsvorbeanspruchung. In: *VGB Kraftwerkstechnik* 75 (1995), S. 67–75
- [152] TANAKA, C. ; OHBA, T.: Analysis of Reloading Stress Relaxation Behavior with Specified Relaxed Stress Condition for High Temperature Bolting Steels. In: *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan* 25 (1985), S. 80–88
- [153] HUMPHRIES, S. R.: The effect of repeated loadings on the stress relaxation properties of 2.25Cr-1Mo steel at 550 °C and the influence on the Feltham 'a' and 'b' parameters. In: *Materials Science and Engineering A* 527 (2010), S. 3240–3244
- [154] LECOCQ, M. C. ; LEYMONIE, C.: Influence of thermal and mechanical cycling on the stress relaxation of a Cr-Mo-V bolt steel. In: *Centre d'Essais et de Recherches sur les Matériaux, Alstom-Atlantique, (Interner Bericht)* (1984), S. 711–722
- [155] ANDERSSON, J.-O. ; HELANDER, T. ; HÖGLUND, L. ; SHI, P. ; SUNDMAN, B.: Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science. In: *Calphad* 26 (2002), S. 273–312
- [156] HOLDSWORTH, S. R.: Guideline for the assessment of creep rupture, creep strain and stress relaxation data. In: *European Creep Collaborative Committee (ECCC) Recommendations Volume 5* (1996)
- [157] KROESE, D. P. ; TAIMRE, T. ; BOTEV, Z. I.: *Handbook of Monte Carlo Methods*. John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, 2011
- [158] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: *DIN EN ISO 6892-2:2011 Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur*. 2011
- [159] SCHOLZ, A. ; SCHWIENHEER, M. ; BERGER, C.: Hochtemperaturprüfung metallischer Werkstoffe - Prüftechnik, Normung, Datenmanagement und Auswertung. In: 25. Vortragsveranstaltung "Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe", VDEh, 2002, S. 77–90
- [160] GRANACHER, J. ; OEHL, M. ; PREUSSLER, T.: Comparison of interrupted and uninterrupted creep rupture tests. In: *steel research* 92 (1992), S. 39–45
- [161] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: *DIN EN 10319-2:2006 Metallische Werkstoffe - Relaxationsversuch unter Zugbeanspruchung - Teil 2: Prüfverfahren mit Schraubenverbindungsmodellen*. Berlin, 2006
- [162] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: *DIN EN ISO 11357 Kunststoffe - Dynamische Differenz-Thermoanalyse (DSC) - Teil 1: Allgemeine Grundlagen*. Berlin, 2017
- [163] R Core Team, Wien, Österreich: <https://www.R-project.org>. 2016
- [164] KONTERMANN, C. ; ALMSTEDT, H. ; SCHOLZ, A. ; OECHSNER, M.: Notch Support for LCF-Loading: A Fracture Mechanics Approach. In: *Procedia Structural Integrity* 2 (2016), S. 3125–3134
- [165] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: *DIN EN 10269:2013 Stähle und Nickellegierungen für Befestigungselemente für den Einsatz bei erhöhten und/oder tiefen Temperaturen*. 2013
- [166] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: *DIN EN ISO Mikrophotographische Bestimmung der scheinbaren Korngröße*. Berlin, 2003

-
- [167] RYNIO, C.: *Mechanische und mikrostrukturelle Untersuchungen zum Hochtemperaturverschleiß von Ventilwerkstoffen für Dieselmotoren*, Ruhr-Universität Bochum, Dissertation, 2014
- [168] REPPICH, B. ; SCHUMANN, G.: Electron Microscopy of γ' Particles in Nickel-based Superalloys. In: *Material Science and Engineering A* 101 (1988), S. 171–182
- [169] XU, Y. ; YANG, C. ; RAN, Q. ; HU, P. ; XIAO, X. ; CAO, X. ; JIA, G.: Microstructure evolution and stress-rupture properties of Nimonic 80A after various heat treatments. In: *Materials and Design* 47 (2013), S. 218–226
- [170] DIN Deutsches Institut für Normung e. V.: *DIN EN 10302:2008 Warmfeste Stähle, Nickel- und Cobaltlegierungen*. 2008
- [171] KRAUSE, M. ; GRANACHER, J. ; KEIENBURG, K. H. ; MAYER, K. H.: Dreißig Jahre Arbeitsgemeinschaft für warmfeste Stähle. In: *VGB Kraftwerkstechnik* 61 (1981), S. 19–22
- [172] GRANACHER, J. ; WIEGAND, H.: Überprüfung von Verfahren zur Extrapolation der Zeitstandfestigkeit warmfester Stähle. In: *Archiv Eisenhüttenwesen* 43 (1972), S. 699–704
- [173] SCHWIENHEER, M. ; SCHOLZ, A. ; BERGER, C. ; OECHSNER, M.: Verhalten von optimierten Werkstoffen und Werkstoffverbunden für 700-720 °C-Dampfturbinenbauteile (MARCKO III) - Teilvorhaben: Festigkeits- und Verformungsverhalten von 625/700 °C-Werkstoffen und deren Schweißverbindungen unter betriebsnaher Langzeitbeanspruchung. In: *Abschlussbericht BMWI-PJT-Verbundvorhaben Nr. 0327754A* (2011)
- [174] SHAHINIAN, P. ; ACHTER, M. R.: The Effect of Atmosphere on Creep-Rupture Properties of a Nickel-Chromium-Aluminium Alloy. In: *Proceedings, American Society for Testing and Materials*, 1958
- [175] MANSON, S. S. ; BROWN, W. F.: Time-Temperature-Stress Relation for the Correlation and Extrapolation of Stress-Rupture Data. In: *Proceedings of ASTM*, 1953, S. 693–719
- [176] Thermo.Calc Software AB, Stockholm, Schweden: *TCNI6-TSC Ni-based superalloy database Version 6.0*. 2015
- [177] VEGARD, L.: Die Konstitution der Mischkristalle und die Raumfüllung der Atome. In: *Zeitschrift für Physik* 5 (1921), S. 17–26
- [178] MISHIMA, Y. ; OCHIAI, S. ; SUZUKI, T.: Lattice parameters of Ni(γ), Ni₃Al(γ') and Ni₃Ga(γ') solid solutions with additions of transition and B-subgroup elements. In: *Acta Metallurgica* 33 (1985), S. 1161–1169
- [179] SINHA, N. K.: Stress exponent and primary creep parameters using single specimen and strain relaxation and recovery test. In: *Material Science and Engineering A* 510-511 (2009), S. 450–456
- [180] DUDOVA, N. R. ; KAIBYSHEV, R. O.: Short-range ordering and mechanical properties of a Ni-20%Cr Alloy. In: *Journal of Physics: Conference Series* 240 (2010)
- [181] HIRABAYASHI, M. ; KOIWA, M. ; TANAKE, K. ; TADAKI, T. ; SABURI, T. ; NENNO, S. ; NISHIYAMA, H.: An Experimental Study on the Ordered Alloy Ni₂Cr. In: *Transactions of the Japan Institute of Metals* 10 (1969), S. 365–371
- [182] Special Metals Corporation: *Special Metals Data Sheet Nimonic alloy 80A*. 2004

-
- [183] SCHWARZ, H.R. ; KÖCKLER, N.: *Numerische Mathematik*. Vieweg+Teubner Verlag, Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH, 2011
- [184] ECCC: *ECCC Recommendations - Volume 5 Part Ib - Recommendations and guidance for the assessment of creep strain and creep strength data*. 2003
- [185] ECCC: *ECCC Recommendations - Volume 5 Part Ic - Recommendations and guidance for the assessment of full-size stress relaxation data-sets*. 2003
- [186] ABE, F.: Metallurgy for Long-Term Stabilisation of Ferritic Steels for Thick Section Boiler Components in USC Power Plant at 650 °C. In: *Proceedings of the COST 536, Liege Materials for Advanced Power Engineering, COST Conference, Liege, Belgium*, 2006
- [187] STRAUBLI, M. ; HANUS, R. ; WEBER, T. ; MAYER, K. H. ; KERN, T. U.: The European Efforts in Development of New High Temperature Casting Materials. In: *Proceedings of the COST 536, Liege Materials for Advanced Power Engineering, COST Conference, Liege, Belgium*, 2006
- [188] KONG, R. ; LINN, S. ; SCHOLZ, A. ; BIEHLER, J.: Dickwandige Gehäuse - Zur Schädigungsentwicklung mehrachsig und anisotherm hoch beanspruchter dickwandiger Gehäuse moderner thermischer Maschinen und Anlagen. In: *Abschlussbericht AVIF A 269* (2015)
- [189] KLOOS, K. H. ; THOMALA, W.: *Schraubenverbindungen, Grundlagen, Berechnungen, Eigenschaften, Handhabung*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007
- [190] MAILE, K. ; HÄNSEL, G. ; THEOFEL, H.: Langzeituntersuchungen zum Relaxationsverhalten warmfester Schraubenverbindungen mit und ohne Betriebsvorbeanspruchung. In: *Abschlussbericht AiF-Nr. 8798/VGB-Nr. 79, MPA Stuttgart* (1994)
- [191] METALS (NRIM), National Research I.: Data sheets on the elevated temperature properties of iron based 15Cr-26Ni-1.3Mo-2.1Ti-0.3V superalloy forgings for gas turbine discs. In: *NRIM Creep Data Sheet 22B* (1993)
- [192] KROESE, D. P. ; BRERETON, T. ; TAIMRE, T. ; BOTES, Z. I.: Why the Monte Carlo method is so important today. In: *WIREs Computational Statistics* 6 (2014), S. 386–392
- [193] VDI - Verein Deutscher Ingenieure: *VDI-Richtlinie 2230 Systematische Berechnung hochbeanspruchter Schraubenverbindungen Zylindrische Einschraubungen*. 2015
- [194] POLZIN, T. ; NOWACZYK, D. ; TSCHUSCHNER, R. ; WORCH, A.: Messunsicherheit in der Werkstoffprüfung. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 38 (2007), S. 423–431
- [195] MÜNSTERMANN, S.: Elastizitätsmodul von Stählen für den Fahrzeugbau. In: *Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V., Schriftenreihe Nr. 182, AVIF A 188* (2004)

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1.0.1	Stromerzeugung in Deutschland während einer Aprilwoche in 2014	2
Abbildung 1.1.1	Prognostizierte, benötigte durch fossile Energieträger für einen Monat in 2020 am Beispiel Irland	3
Abbildung 2.2.1	Schematische Einteilung des Verformungsverhaltens der Metalle	5
Abbildung 2.2.2	Schematische Verformungs-Mechanismus-Karte eines metallischen Werkstoffes nach [2]	6
Abbildung 2.3.1	Spannungsdehnungskurve mit schematischer Darstellung der Versetzungsbewegung	7
Abbildung 2.4.1	Dehnungen des Zeitstandversuches und idealer Verlauf der Kriechdehnung	10
Abbildung 2.4.2	Spannungsabhängigkeit der minimalen Kriechgeschwindigkeit nach [2]	10
Abbildung 2.4.3	Definition der maximalen Primärkriechdehnung und der Übergangszeiten der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung	14
Abbildung 2.4.4	Temperaturabhängige Änderung der inneren Spannung nach [80]	16
Abbildung 2.5.1	Überlagerung von Kriechdehnung und Volumenkontraktion im Zeitstandversuch bei hoher und niedriger mechanischer Beanspruchung	17
Abbildung 2.5.2	Temperaturabhängige Ausprägung der Volumenkontraktion nach 15.000 h isothermer Auslagerung beim Nimonic 80A, Nimonic 101 und IN-100	18
Abbildung 2.5.3	Ni ₂ Cr-Überstrukturefflex der Elektronenbeugung einer Nimonic 80A Legierung nach 30.000 h Auslagerung bei 450 °C und zeitabhängiger Verlauf des Gitterparameters einer Nimonic 80A Legierung	19
Abbildung 2.5.4	Schematische Darstellung der an der Volumenkontraktion von Waspaloy beteiligten mikrostrukturellen Effekte und der quantitative Auswirkung	21
Abbildung 2.6.1	Belastungsphase des Spannungsrelaxationsversuches sowie der zu beobachtende Spannungsabfall und die Umlagerung der beteiligten Dehnungsanteile	22
Abbildung 2.6.2	Auswirkung von Kriechdehnung und Volumenkontraktion bei dominanter Kriechdehnung, bei einem Wechsel von kriech- zu kontraktionsdominierten Werkstoffverhalten sowie bei überwiegender Volumenkontraktion und die daraus resultierenden Spannungsrelaxationsverläufe	23
Abbildung 2.6.3	Schematischer Verlauf der Kriechdehnung während eines Relaxationsversuches nach Zeit- und Dehnungsverfestigungsregel	25
Abbildung 3.3.1	Schematische Darstellung des Lösungsweges	31
Abbildung 3.3.2	Komponenten im unverspannten und verspannten Zustand sowie Messaufbau zur Messung der Längenänderung der Schraubenverbindungsmodelle	34

Abbildung 3.3.3	Position der Dehnmessstreifen auf dem Bolzen des Schraubenverbindungsmodells sowie Vergleich der mittels der Längenmessungen des Bolzens und mittels der Dehnmessstreifen bestimmten Dehnungen	35
Abbildung 4.1.1	Kornstruktur und Korngrenzenbelegung der untersuchten Nimonic 80A Nickelbasislegierung	38
Abbildung 4.1.2	Ausbildung der γ' -Ausscheidungen beim Nimonic 80A	38
Abbildung 4.1.3	Kornstruktur und Korngrenzenbelegung der untersuchten Nimonic 101 Nickelbasislegierung	39
Abbildung 4.1.4	Ausbildung der γ' -Ausscheidungen beim Nimonic 101	40
Abbildung 4.2.1	Warmstreckgrenze, Warmzugfestigkeit, Bruchdehnung sowie Bruch einschnürung der Warmzugversuche am Nimonic 80A im Vergleich mit den Mindestanforderungen der DIN EN 10269 und am Nimonic 101 mit Literaturdaten	41
Abbildung 4.2.2	Spannungs-Dehnungs-Kurven der Warmzugversuche am Nimonic 80A und Nimonic 101	42
Abbildung 4.2.3	Kriechkurven des Nimonic 80A	43
Abbildung 4.2.4	Kriechkurven des Nimonic 101	44
Abbildung 4.2.5	Mittelwertkurven der Zeitstandfestigkeiten des Nimonic 80A und Nimonic 101	44
Abbildung 4.2.6	Volumenkontraktion des Nimonic 80A und Nimonic 101	45
Abbildung 4.3.1	Verlauf der Spannungsrelaxation am Nimonic 80A und Nimonic 101	49
Abbildung 4.3.2	Vergleich von minimaler Kriechgeschwindigkeit konventioneller Kriechversuche mit berechneten Kriechgeschwindigkeiten der Relaxationsversuche am Nimonic 80A sowie schematische Darstellung der Relaxationsspannungen in einer Verformungs-Mechanismus-Karte nach [2, 22]	50
Abbildung 4.3.3	Dehnungs- und Spannungsverlauf eines Kurzzeitrelaxationsversuches am Nimonic 80A und der Einfluss der Solldehnung ε_0 , der Haltezeit t_h und der Belastungsgeschwindigkeit auf die Ausprägung der anelastischen Rückdehnung des Nimonic 80A	51
Abbildung 4.3.4	Restspannung der Schraubenverbindungsmodelle am Nimonic 80A und Nimonic 101	52
Abbildung 4.4.1	Temperaturzyklus des transienten einachsigen Relaxationsversuches	54
Abbildung 4.4.2	Kontinuierlich gemessene Spannungsrelaxation unter transienten Beanspruchungen am Nimonic 80A im Vergleich mit langzeitigen isothermen Relaxationsverläufen und in der Detailansicht	55
Abbildung 4.4.3	Kontinuierlich gemessene Spannungsrelaxation unter transienten Beanspruchungen am Nimonic 101	56
Abbildung 4.4.4	Restspannung anisothermer Schraubenverbindungsmodellversuche	57
Abbildung 4.4.5	Permanente Dehnung des transienten Kriechversuches Nimonic 80A ohne und mit Korrektur der thermischen Dehnung im Vergleich zu isothermen Kriechversuchen bei vergleichbarer Spannung	58

Abbildung 4.4.6	Aufsummierung der permanenten Dehnungen der T_{\max} -Haltephasen des transienten Kriechversuches am Nimonic 80A im Vergleich zu isothermen Kriechversuchen bei vergleichbarer Spannung	58
Abbildung 4.4.7	Permanente Dehnung des transienten Kriechversuches Nimonic 101 ohne und mit Abzug der thermischen Dehnung im Vergleich zu isothermen Kriechversuchen bei vergleichbarer Spannung	59
Abbildung 4.4.8	Schematische Darstellung der Vorgehensweise zur Aufsummierung der permanenten Dehnungen der Haltephasen des transienten Kriechversuches sowie die sich am Nimonic 101 ergebenden Verläufe im Vergleich zu isothermen Kriechversuchen bei vergleichbarer Spannung	60
Abbildung 4.4.9	Längenänderung der kontrahierten Nimonic 80A Probe bei kontinuierlicher Erhöhung der Prüftemperatur	62
Abbildung 4.4.10	Auswirkung einer 8-stündigen Auslagerung kontrahierter Proben	63
Abbildung 4.4.11	Temperaturabhängiger Wärmestrom	64
Abbildung 5.1.1	Temperaturabhängigkeit der Elastizitätsmoduln des Nimonic 80A und Nimonic 101	67
Abbildung 5.1.2	Experimentell bestimmte plastische Anfangsdehnung sowie deren analytische Beschreibung für den Nimonic 80A und Nimonic 101	68
Abbildung 5.2.1	Gemessene und mittels analytischer Gleichungen berechnete Volumenkontraktion des Nimonic 80A und Nimonic 101	69
Abbildung 5.3.1	Kriechmodellierung des Nimonic 80A mit dem Norton-Bailey und dem modifizierten Garofalo-Kriechmodell	72
Abbildung 5.3.2	Kriechmodellierung des Nimonic 101 mit dem Norton-Bailey und dem modifizierten Garofalo-Kriechmodell	72
Abbildung 5.4.1	Schematischer Verlauf der Kriechgeschwindigkeit in Abhängigkeit der Kriechdehnung, Temperatur und Spannung sowie der Unterteilung in den Primär-, Sekundär- und Tertiär-Kriechbereich	73
Abbildung 5.4.2	Schematische Darstellung der Parameter der linearen Teilgleichungen für die Primär- und Tertiär-Kriechgeschwindigkeit bei doppelt-logarithmischer Auftragung über der Kriechdehnung, sowie der Temperatur- und Spannungsabhängigkeit der Schnittpunkte mit der Ordinaten-Achse X_i und der minimalen Kriechgeschwindigkeit $\dot{\epsilon}_{f,\min}$	74
Abbildung 5.4.3	Verlauf der Kriechgeschwindigkeit und der Kriechdehnung bei zyklischen Temperaturwechseln unter Annahme einer Dehnungsverfestigung	76
Abbildung 5.4.4	Schematische Darstellung der Meisterkurven für eine Reihe von Kriechdehnungen zur Ableitung von geglätteten Kriechdehnungen sowie deren Kriechgeschwindigkeiten am Beispiel des Nimonic 80A	78
Abbildung 5.4.5	Kriechmodellierung des Nimonic 80A und des Nimonic 101 mit impliziten Garofalo-Kriechgleichung	79
Abbildung 6.1.1	Gegenüberstellung von gemessenen ϵ_{per} und berechneten ϵ_{per}^* permanenten Dehnungen der Kriechversuche am Nimonic 80A mit den Kriechmodell	

	nach Norton-Bailey- sowie der modifizierten und der impliziten Garofalo-Kriechgleichung	80
Abbildung 6.1.2	Auswertung der gemessenen $t_{p0,2\%}$ und der mit dem impliziten Kriechmodell berechneten $t_{p0,2\%}^*$ Zeiten bei einer permanenten Dehnung der Nimonic 80A Kriechversuche von 0,2 % sowie Vergleich der Streubandfaktoren Z und der Steigungen m_Z von Norton-Bailey-, modifizierter und impliziter Garofalo-Kriechgleichung bei den untersuchten permanenten Dehnungen	81
Abbildung 6.1.3	Gegenüberstellung von gemessenen ε_{per} und berechneten ε_{per}^* permanenten Dehnungen der Kriechversuche am Nimonic 101 mit den Kriechmodell nach Norton-Bailey- sowie der modifizierten und der impliziten Garofalo-Kriechgleichung	82
Abbildung 6.1.4	Auswertung der gemessenen $t_{p0,2\%}$ und der mit dem impliziten Kriechmodell berechneten $t_{p0,2\%}^*$ Zeiten bei einer permanenten Dehnung der Nimonic 101 Kriechversuche von 0,2 % sowie Vergleich der Streubandfaktoren Z und der Steigungen m_Z von Norton-Bailey-, modifiziertem und implizitem Garofalo-Kriechmodell bei den untersuchten permanenten Dehnungen	83
Abbildung 6.2.1	Umsetzung der experimentellen Beanspruchungen bei der numerischen Nachrechnung von kontinuierlichen Relaxationsversuchen und Versuchen an Schraubenverbindungsmodellen	84
Abbildung 6.2.2	Vergleich experimentell bestimmter und mithilfe der Norton-Bailey-, der modifizierten Garofalo- sowie der impliziten Garofalo-Kriechgleichung berechneter Verläufe der Relaxationsspannung des Nimonic 80A	85
Abbildung 6.2.3	Vergleich experimentell bestimmter und mithilfe der Norton-Bailey-, der modifizierten Garofalo- sowie der impliziten Garofalo-Kriechgleichung berechneter Verläufe der Relaxationsspannung des Nimonic 101	85
Abbildung 6.2.4	Fehlerfläche zwischen Modellvorhersagen der impliziten Garofalo-Kriechgleichung und den Relaxationsversuchen am Nimonic 80A, sowie Vergleich der Fehlerflächen der untersuchten Kriechmodelle für den Nimonic 80A und Nimonic 101	86
Abbildung 6.2.5	Vergleich mit dem Norton-Bailey-, dem modifizierten Garofalo- und dem impliziten Garofalo-Kriechmodell berechneter und gemessener Restspannungen der Schraubenverbindungsmodellversuche und der kontinuierlichen Relaxationsversuch am Nimonic 80A	87
Abbildung 6.2.6	Vergleich mit dem Norton-Bailey-, dem modifizierten Garofalo- und dem impliziten Garofalo-Kriechmodell berechneter und gemessener Restspannungen der Schraubenverbindungsmodellversuche am Nimonic 101	87
Abbildung 6.2.7	Experimentell bestimmter und numerisch berechneter Spannungsverlauf der gestuften Relaxationsversuche am Nimonic 80A und Nimonic 101	89
Abbildung 6.2.8	Kriechgeschwindigkeiten der einzelnen Laststufen der gestuften Relaxationsversuche am Nimonic 80A und Nimonic 101 im Vergleich mit den minimalen Kriechgeschwindigkeiten konventioneller Kriechversuche	89
Abbildung 6.2.9	Experimentell bestimmte und gemessene Spannungs-Dehnungs-Hysteresen der gestuften Relaxationsversuche am Nimonic 80A und Nimonic 101	90

Abbildung 6.3.1	Spannungsverlauf der kontinuierlichen transienten Relaxationsversuche am Nimonic 80A sowie deren Nachrechnung mithilfe der entwickelten Werkstoffmodelle einschließlich der impliziten Garofalo-Kriechgleichung im Langzeitverhalten und bei Betrachtung weniger Einzelzyklen	92
Abbildung 6.3.2	Spannungsverlauf der kontinuierlichen transienten Relaxationsversuche am Nimonic 101 sowie deren Nachrechnung mithilfe der entwickelten Werkstoffmodelle einschließlich der impliziten Garofalo-Kriechgleichung im Langzeitverhalten und bei Betrachtung weniger Einzelzyklen	93
Abbildung 6.3.3	Restspannung der transienten Schraubenverbindungsmodellversuche sowie deren Nachrechnung mithilfe der entwickelten Werkstoffmodelle einschließlich der impliziten Garofalo-Kriechgleichung für den Nimonic 80A und den Nimonic 101	93
Abbildung 6.4.1	Schraubenverbindungsmodell mit Nimonic 80A Schraubenbolzen und Muttern, GX13CrMoCoVNbNB9-2-1 (CB2) Hülse und Alloy-286 Dehnhülse	94
Abbildung 6.4.2	Permanente Dehnungen der Kriechversuche sowie deren numerische Nachrechnung mit der impliziten Garofalo-Kriechgleichung für den GX13CrMoCoVNbNB9-2-1 (CB2) bei 625 °C sowie den Alloy-286 bei 625 °C	96
Abbildung 6.4.3	Von Mises Spannungsverteilung im Schraubenverbindungsmodell mit Dehnhülse nach 3000 h isothermer Auslagerung bei 650 °C	96
Abbildung 6.4.4	Experimentell und numerisch bestimmte Restspannung des Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse im Vergleich zu Relaxationsspannungen artgleicher Versuche	97
Abbildung 6.4.5	Experimentell und numerisch bestimmte Restspannung des Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse unter transienten Beanspruchungsbedingungen	98
Abbildung 6.5.1	Einfluss der äußeren Beanspruchungen der Temperatur und der Solldehnung auf die Restspannung des Schraubenverbindungsmodells mit Nimonic 80A Schraubenbolzen, CB2 Hülse und Alloy-286 Dehnhülse	99
Abbildung 6.5.2	Thermische Ausdehnungskoeffizienten des Nickelbasiswerkstoffes Nimonic 80A	101
Abbildung 6.5.3	Zeitstandschaubild mit einer Verschiebung der Manson-Brown Mittelwertkurven um -10 % in Spannungsrichtung sowie entsprechend verschobene Kriechkurven der impliziten Garofalo-Kriechgleichung	101
Abbildung 6.5.4	Einfluss der Werkstoffeigenschaften auf die Restspannung des Schraubenverbindungsmodells mit Nimonic 80A Schraubenbolzen, CB2 Hülse und Alloy-286 Dehnhülse	102
Abbildung 6.5.5	Numerische Nachrechnung der Spannungsrelaxation mit dem Norton-Bailey-Kriechmodell bei Variation der Gleichungsparameter n , m und K sowie der Solldehnung	103
Abbildung 6.5.6	Spannungsabhängige Auftragung der minimalen Kriechgeschwindigkeit der Kriechversuche am Nimonic 80A einschließlich deren Anpassung mithilfe	

	der impliziten Garofalo-Kriechgleichung sowie dem Norton-Ansatz mit zwei unterschiedlichen Spannungsexponenten n und deren Auswirkungen bei der numerischen Nachrechnung der Spannungsrelaxation	104
Abbildung B.0.1	Probengeometrie für Warmzug- und isotherme Relaxationsversuche vom IfW-Typ 2	129
Abbildung B.0.2	Probengeometrie für Warmzug- und isotherme Relaxationsversuche vom IfW-Typ 11	129
Abbildung B.0.3	Probengeometrie für Kriechversuche vom IfW-Typ 13	129
Abbildung B.0.4	Glühprobe für Auslagerungsversuche	129
Abbildung B.0.5	Komponenten des Schraubenverbindungsmodelles	130
Abbildung B.0.6	Probe für transiente einachsige Relaxationsversuche	130
Abbildung B.0.7	Komponenten des Schraubenverbindungsmodelles mit zusätzlicher Dehnhülse	131
Abbildung C.0.1	Verteilung des Elements Chrom im Bereich der Korngrenzen beim Nimonic 80A, bestimmt mittels EDX-Elementverteilung an Messstelle 1	132
Abbildung C.0.2	Verteilung des Elements Chrom im Bereich der Korngrenzen beim Nimonic 80A, bestimmt mittels EDX-Elementverteilung an Messstelle 2	132
Abbildung C.0.3	EDX-Spektrum eines Chromkarbids mit zugeordneter Messstelle am Nimonic 80A	132
Abbildung C.0.4	Elementverteilung im Bereich der Korngrenzen beim Nimonic 101, bestimmt mittels EDX-Elementverteilung an Messstelle 1	133
Abbildung C.0.5	Elementverteilung im Bereich der Korngrenzen beim Nimonic 101, bestimmt mittels EDX-Elementverteilung an Messstelle 2	133

Tabellenverzeichnis

Tabelle 4.1.1	Chemische Zusammensetzung und Wärmebehandlungszustand der Nickelbasislegierung Nimonic 80A im Vergleich zur DIN EN 10269	37
Tabelle 4.1.2	Chemische Zusammensetzung und Wärmebehandlungszustand der Nickelbasislegierung Nimonic 101 im Vergleich zur DIN EN 10302	39
Tabelle 4.2.1	Volumenanteile der γ - und γ' -Phase im Ausgangszustand und nach der Auslagerung bei 450 °C bzw. 600 °C	46
Tabelle 4.2.2	Gesamtgitterparameter von γ - und γ' -Phase im Ausgangszustand und nach der Auslagerung	47
Tabelle 4.4.1	Lebensdaueranteile der transienten Kriechversuche	61
Tabelle 6.2.1	Solldehnungen ε_0 und permanente Dehnungen ε_{per} der gestuften Relaxationsversuche am Nimonic 80A und Nimonic 101	88
Tabelle 6.5.1	Standardabweichungen der numerisch berechneten Restspannungen des Schraubenverbindungsmodells mit Dehnhülse bei Variation der Temperatur und der Solldehnung unter Annahme einer Normalverteilung	100
Tabelle A.0.1	Übersicht der durchgeführten Versuche und deren Zielstellung	128
Tabelle D.0.1	Kurzzeiteigenschaften der untersuchten Werkstoffe	134
Tabelle D.0.2	Parameter der analytischen Gleichungen zur Beschreibung der plastischen Anfangsdehnung	134
Tabelle D.0.3	Parameter der Norton-Bailey-Kriechgleichung des Nimonic 80A und Nimonic 101	134
Tabelle D.0.4	Parameter der analytischen Gleichungen zur Beschreibung der Volumenkontraktion	135
Tabelle D.0.5	Parameter der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung des Nimonic 80A	135
Tabelle D.0.6	Parameter der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung des Nimonic 101	136
Tabelle D.0.7	Parameter der implizierten Garofalo-Kriechgleichung des Nimonic 80A	137
Tabelle D.0.8	Parameter der implizierten Garofalo-Kriechgleichung des Nimonic 101	138
Tabelle D.0.9	Parameter der implizierten Garofalo-Kriechgleichung des GX13CrMoCoVNbNB9-2-1 (CB2)	139
Tabelle D.0.10	Parameter der implizierten Garofalo-Kriechgleichung des Alloy-286	140

A Anhang: Versuchsmatrix

Tabelle A.0.1: Übersicht der durchgeführten Versuche und deren Zielstellung

Versuchsart	Temperatur	Versuchsanzahl		Zielstellung der Versuche
		Ni 80A	Ni 101	
Warmzugversuche	isotherm	3	4	Einordnung der untersuchten Schmelzen in Literaturdaten, Datenbasis für elastisch-plastische Werkstoffmodellierung
Kriechversuche	isotherm	18	18	Einordnung der untersuchten Schmelzen in Literaturdaten, Datenbasis für Kriechmodellierung
	transient	1	1	Untersuchung des transienten Kriechverhaltens, Validierung der Werkstoffmodelle
Glühversuche, DSC- und TMA-Messungen	isotherm	2	1	Einordnung der untersuchten Schmelzen in Literaturdaten, Datenbasis für Modellierung der Volumenkontraktion
	transient	3	2	Untersuchungen zum Auflösungsverhalten der Volumenkontraktion
Kontinuierliche Relaxationsversuche	isotherm	3	3	Einordnung der untersuchten Schmelzen in Literaturdaten, Validierung der Werkstoffmodelle
	transient	2	1	Untersuchung des transienten Relaxationsverhaltens, Validierung der Werkstoffmodelle
Kurzzeitrelaxationsversuche	isotherm	8	-	Überprüfung der anelastischen Dehnung
gestufte Relaxationsversuche	isotherm	1	1	Validierung der Werkstoffmodelle
Schraubenverbindungsmodellversuche	isotherm	3	3	Einordnung der untersuchten Schmelzen in Literaturdaten, Validierung der Werkstoffmodelle
	transient	1	1	Untersuchung des transienten Relaxationsverhaltens, Validierung der Werkstoffmodelle
bauteilnahe Schraubenverbindungsmodellversuche	isotherm	1	-	Validierung der Werkstoffmodelle
	transient	1	-	Validierung der Werkstoffmodelle

B Anhang: Probengeometrien

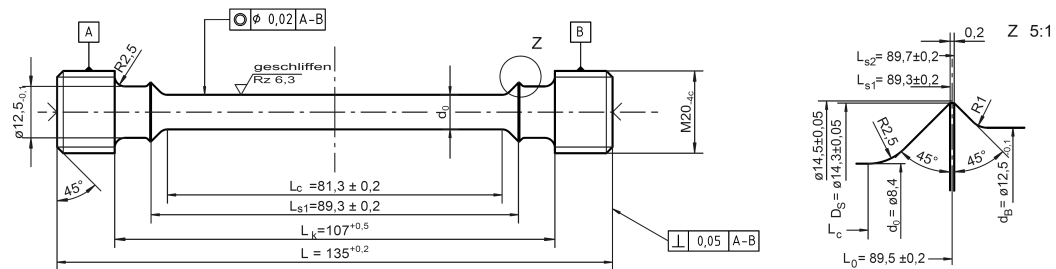


Abbildung B.0.1: Probengeometrie für Warmzug- und isotherme Relaxationsversuche vom IfW-Typ 2

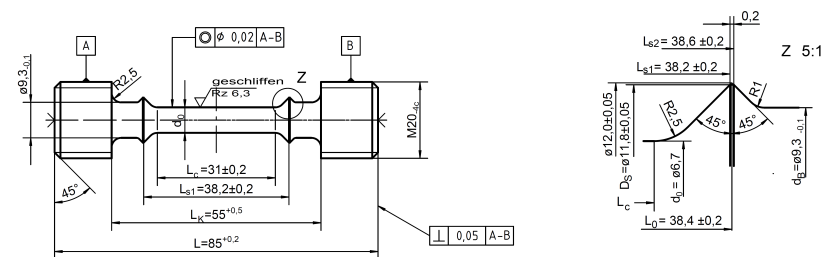


Abbildung B.0.2: Probengeometrie für Warmzug- und isotherme Relaxationsversuche vom IfW-Typ 11

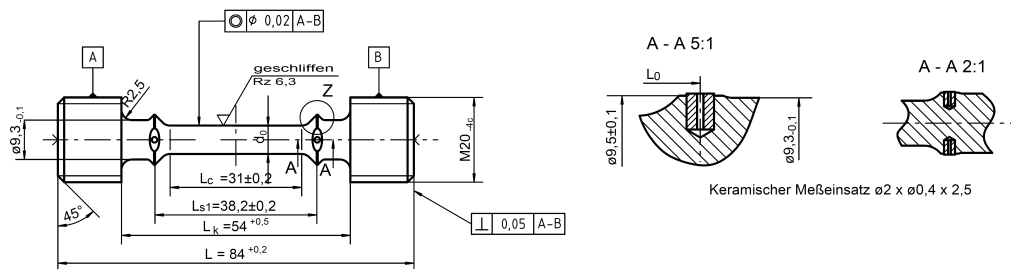


Abbildung B.0.3: Probengeometrie für Kriechversuche vom IfW-Typ 13

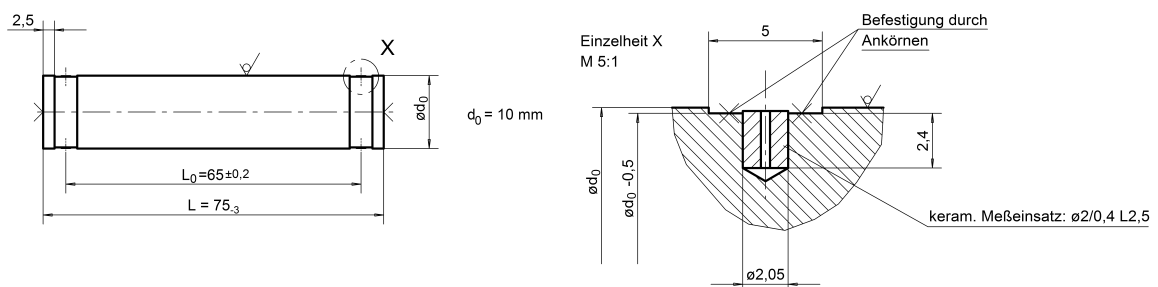


Abbildung B.0.4: Glühprobe für Auslagerungsversuche

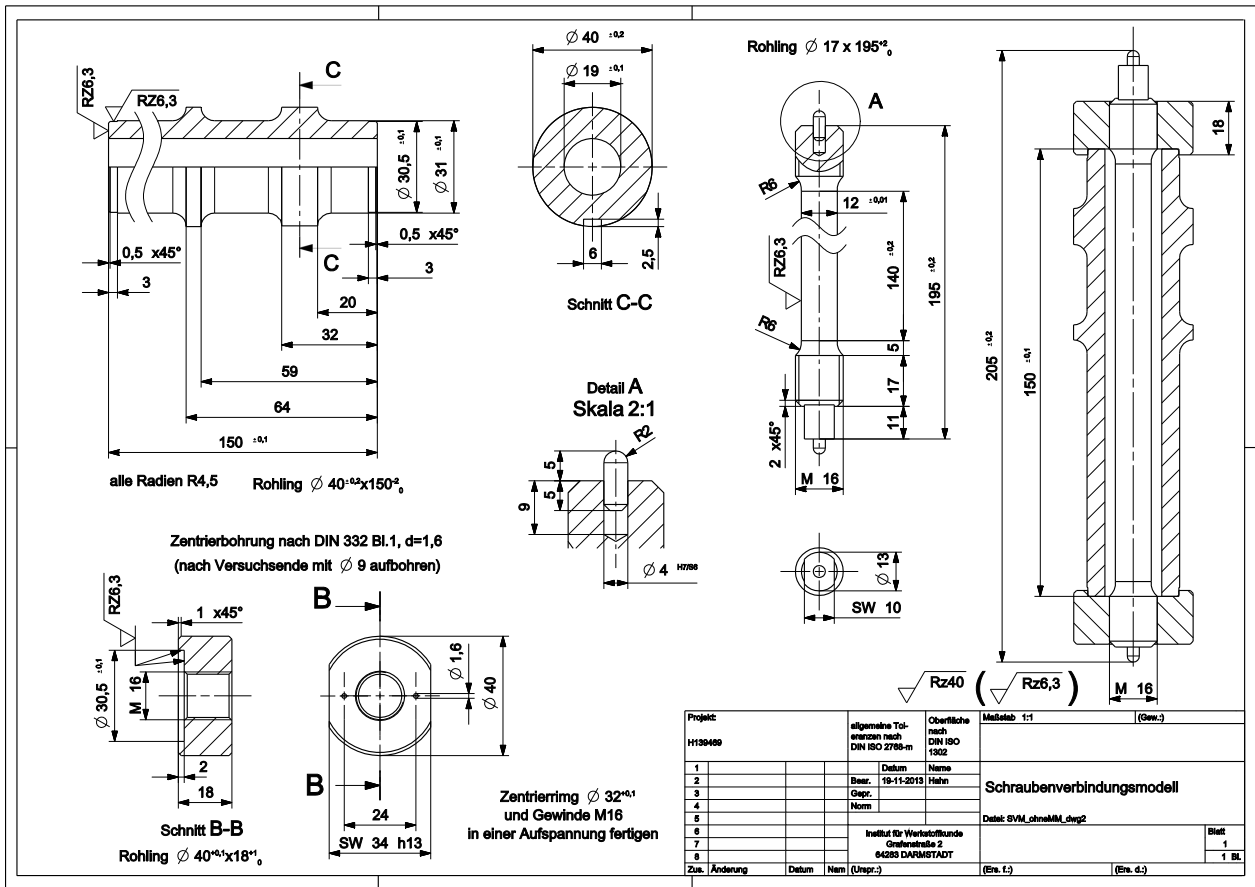


Abbildung B.0.5: Komponenten des Schraubenverbindungsmodells

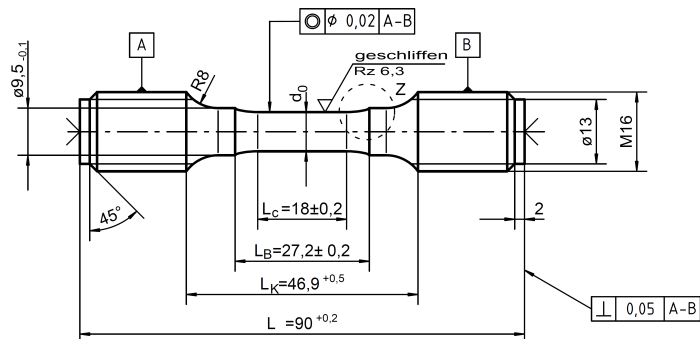


Abbildung B.0.6: Probengeometrie für transiente einachsige Relaxationsversuche vom IfW-Typ 38a

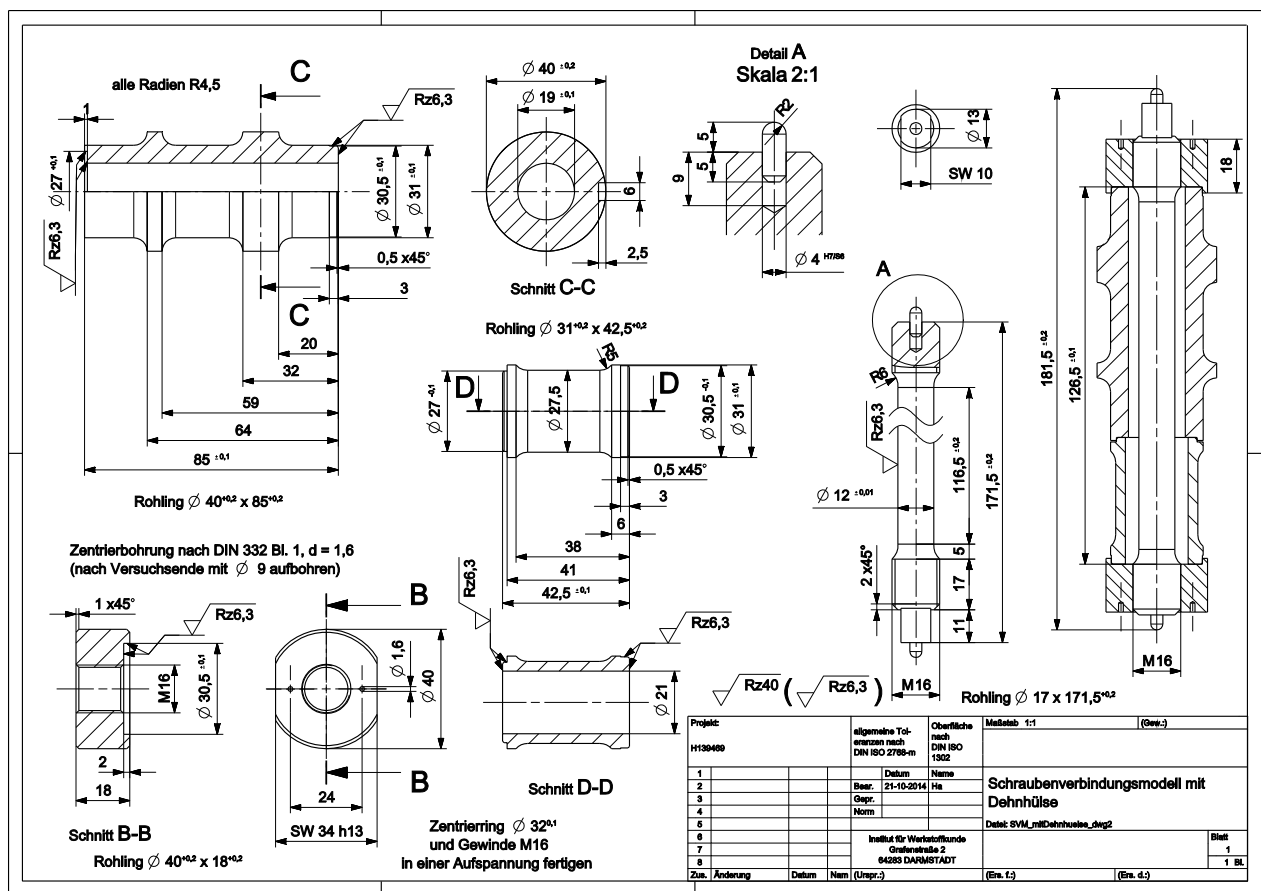


Abbildung B.0.7: Komponenten des Schraubenverbindungsmodelles mit zusätzlicher Dehnhülse

C Anhang: Bilder

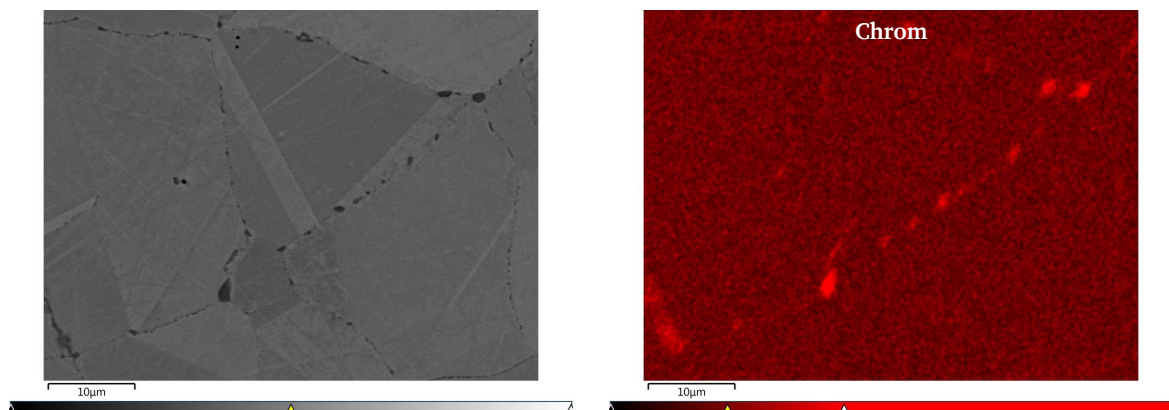


Abbildung C.0.1: Verteilung des Elements Chrom im Bereich der Korngrenzen beim Nimonic 80A, bestimmt mittels EDX-Elementverteilung an Messstelle 1

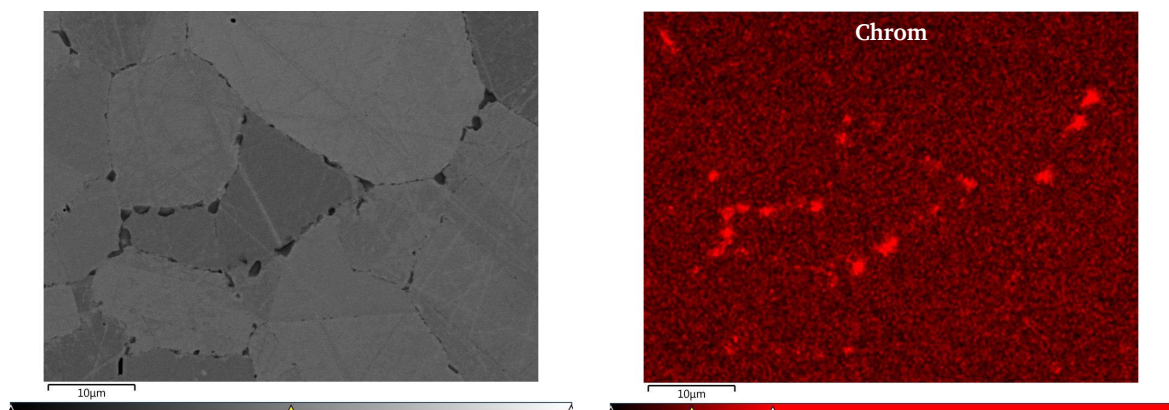


Abbildung C.0.2: Verteilung des Elements Chrom im Bereich der Korngrenzen beim Nimonic 80A, bestimmt mittels EDX-Elementverteilung an Messstelle 2

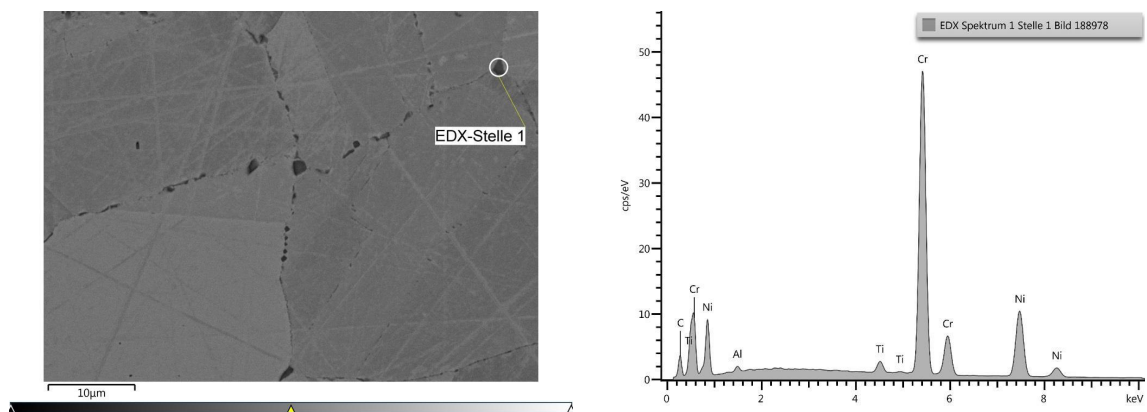


Abbildung C.0.3: EDX-Spektrum mit zugeordneter Messstelle am Nimonic 80A

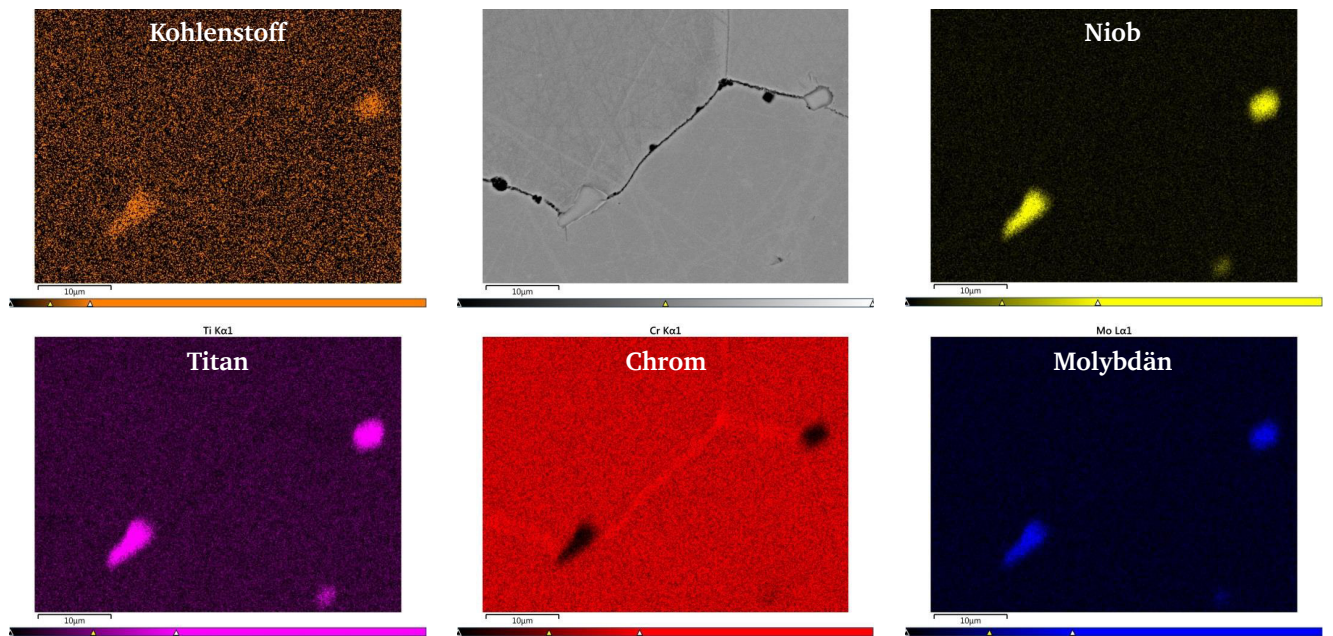


Abbildung C.0.4: Elementverteilung im Bereich der Korngrenzen beim Nimonic 101, bestimmt mittels EDX-Elementverteilung an Messstelle 1

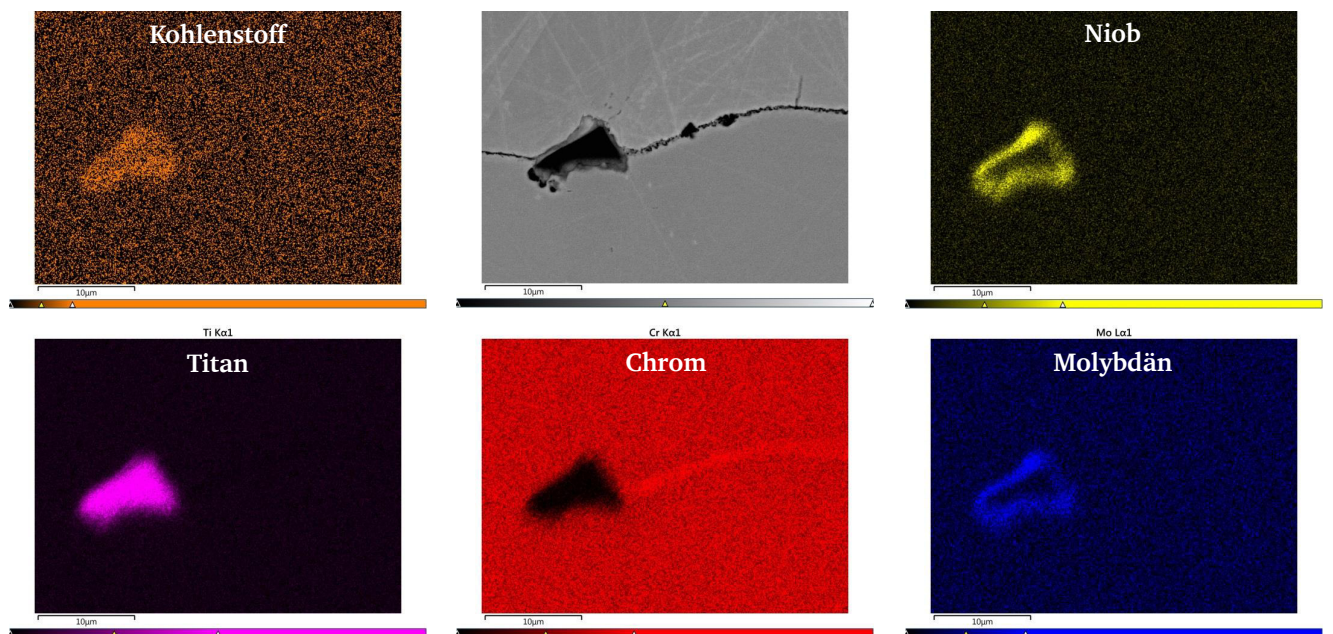


Abbildung C.0.5: Elementverteilung im Bereich der Korngrenzen beim Nimonic 101, bestimmt mittels EDX-Elementverteilung an Messstelle 2

D Anhang: Werkstoffdaten und Modellparameter

Tabelle D.0.1: Kurzzeiteigenschaften der untersuchten Werkstoffe ermittelt an genormten Warmzugversuchen

Werkstoff	Material-Parameter	Symbol	Einheit	Temperatur (°C)			
				550	600	650	700
Nimonic 80A	Zugfestigkeit	R_m	(MPa)	1160	1120	994	-
	0,2 %-Ersatzstreckgrenze	$R_{p0,2}$	(MPa)	720	695	674	-
	Elastizitätsmodul	E_T	(MPa)	183.000	181.000	173.000	-
	Bruchdehnung	A_u	(%)	16	22	33	-
	Brucheinschürung	Z_u	(%)	28	22	28	-
Nimonic 101	Zugfestigkeit	R_m	(MPa)	1140	1170	1120	1010
	0,2 %-Ersatzstreckgrenze	$R_{p0,2}$	(MPa)	716	702	703	714
	Elastizitätsmodul	E_T	(MPa)	199.000	188.000	178.000	178.000
	Bruchdehnung	A_u	(%)	17	16	24	27
	Brucheinschürung	Z_u	(%)	15	14	21	26

Tabelle D.0.2: Parameter der analytischen Gleichungen zur Beschreibung der plastischen Anfangsdehnung

Werkstoff	n_i	K_i	K_{i0}	Q_{Ki0}	K_{i1}	Q_{Ki1}	c_i	d_i
Nimonic 80A	4,42	-	-26,2	5795	-48,9	-12320	$9,00 \cdot 10^{-29}$	10
Nimonic 101	14,2	$5,689 \cdot 10^{-42}$	-	-	-	-	-	-

(Parameter für Spannungen in MPa, Dehnungen in % und Temperaturen in K)

Tabelle D.0.3: Parameter der Norton-Bailey-Kriechgleichung des Nimonic 80A und Nimonic 101

Temperatur (°C)	Nimonic 80A			Nimonic 101		
	n	m	K	n	m	K
550	5,85	0,526	< 1	-	-	-
600	4,90	0,632	< 1	5,00	0,590	< 1
650	3,34 (*8,10)	0,750 (*0,870)	< 1 (* < 1)	4,70	0,584	< 1
700	-	-	-	2,77	0,460	< 1

(Parameter für Zeit in h, Dehnungen in %; * Anpassung der Parameter für hohe Spannungen)

Tabelle D.0.4: Parameter der analytischen Gleichungen zur Beschreibung der Volumenkontraktion

Temperatur (°C)	Nimonic 80A						Nimonic 101				
	K_d	τ_d	d_d	M_d	λ_d	f_d	K_d	d_d	W_d	T_a	τ_d
273	0	0	0	0	0	0	0	0,50	3,00		
573	-0,015	5,0	0,55	0	0	0	-0,037	0,41	4,89		
723	-0,015	14,7	0,94	-0,090	5041	1,83	-0,067	0,28	5,16		
773	-0,016	19,3	0,55	-0,085	24063	1,62	-0,069	0,28	6,84		
823	-0,019	111	0,29	-0,010	13323	0,84	-0,070	0,27	8,52	890	209
873	-0,018	692	0,34	0	0	2	-0,052	0,27	4,90		
923	-0,018	846	0,32	0	0	2	-0,048	0,27	3,45		
973	-0,018	1000	0,30	0	0	2	-0,045	0,25	2,00		
1173	-	-	-	-	-	-	0,017	0,24	0,10		

(Parameter für Zeit in h, Dehnungen in % und Temperaturen in K)

Tabelle D.0.5: Parameter der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung des Nimonic 80A

$\varepsilon_f = \varepsilon_{f,1\max} \cdot H(t) + \dot{\varepsilon}_{f,\min} \cdot t + K_3(T) \cdot (t/t_{23})^f$		
1. primärer Kriechbereich		
$\varepsilon_{f,1\max} = K_1(T) \cdot \sigma_0^{n_1} \cdot e^{a_1(T) \cdot \sigma_0^{b_1}}$	$n_1 = 0,87$	$b_1 = 1,01$
$K_1(T) = K_{10} \cdot e^{\frac{Q_{K_1}}{T}}$	$K_{10} < 1$	$Q_{K_1} > 1$
$a_1 = a_{10} + a_{11} \cdot T$	$a_{10} < 0$	$a_{11} < 1$
$H(t) = 1 - e^{-D \cdot (t/t_{12})^u}$	$D = 1,784$	$u = 0,328$
$t_{12} = \left(\frac{C_{12}}{\dot{\varepsilon}_{f,\min}}\right)^{\alpha_{12}}$	$C_{12} = 0,104$	$\alpha_{12} = 1,379$
2. sekundärer Kriechbereich		
$\dot{\varepsilon}_{f,\min} = K_2(T) \cdot \sigma_0^{n_2} \cdot e^{a_2(T) \cdot \sigma_0^{b_2}}$	$n_2 = 1,00$	$b_2 = 1,00$
$K_2(T) = K_{20} \cdot e^{\frac{Q_{K_2}}{T}}$	$K_{20} > 1$	$Q_{K_2} > 1$
$a_2 = a_{20} + a_{21} \cdot T$	$a_{20} < 1$	$a_{21} < 0$
3. tertiärer Kriechbereich		
$K_3(T) = K_{30} \cdot e^{\frac{Q_{K_3}}{T}}$	$K_{30} > 1$	$Q_{K_3} > 1$
	$f = 0,477$	
$t_{23} = \left(\frac{C_{23}}{\dot{\varepsilon}_{f,\min}}\right)^{\alpha_{23}}$	$C_{23} = 0,056$	$\alpha_{23} = 0,004$

(Parameter für Zeit in h, Dehnungen in % und Temperaturen in K)

Tabelle D.0.6: Parameter der modifizierten Garofalo-Kriechgleichung des Nimonic 101

$\varepsilon_f = \varepsilon_{f,1\max} \cdot H(t) + \dot{\varepsilon}_{f,\min} \cdot t + K_3(T) \cdot (t/t_{23})^f$		
1. primärer Kriechbereich		
$\varepsilon_{f,1\max} = K_1(T) \cdot \sigma_0^{n_1} \cdot e^{a_1(T) \cdot \sigma_0^{b_1}}$	$n_1 = 0,43$	$b_1 = 0,929$
$K_1(T) = K_{10} \cdot e^{\frac{Q_{K_1}}{T}}$	$K_{10} > 1$	$Q_{K_1} > 1$
$a_1 = a_{10} + a_{11} \cdot T$	$a_{10} < 1$	$a_{11} < 0$
$H(t) = 1 - e^{-D \cdot (t/t_{12})^u}$	$D = 0,255$	$u = 0,188$
$t_{12} = (\frac{C_{12}}{\dot{\varepsilon}_{f,\min}})^{\alpha_{12}}$	$C_{12} = 0,004$	$\alpha_{12} = 0,0002$
2. sekundärer Kriechbereich		
$\dot{\varepsilon}_{f,\min} = K_2(T) \cdot \sigma_0^{n_2} \cdot e^{a_2(T) \cdot \sigma_0^{b_2}}$	$n_2 = 3,48$	$b_2 = 1,01$
$K_2(T) = K_{20} \cdot e^{\frac{Q_{K_2}}{T}}$	$K_{20} > 1$	$Q_{K_2} > 1$
$a_2 = a_{20} + a_{21} \cdot T$	$a_{20} < 1$	$a_{21} < 0$
3. tertiärer Kriechbereich		
$K_3(T) = K_{30} \cdot e^{\frac{Q_{K_3}}{T}}$	$K_{30} > 1$	$Q_{K_3} > 1$
	$f = 1,921$	
$t_{23} = (\frac{C_{23}}{\dot{\varepsilon}_{f,\min}})^{\alpha_{23}}$	$C_{23} = 0,241$	$\alpha_{23} = 1,307$
(Parameter für Zeit in h, Dehnungen in % und Temperaturen in K)		

Tabelle D.0.7: Parameter der implizierten Garofalo-Kriechgleichung des Nimonic 80A

$\dot{\varepsilon}_f = \dot{\varepsilon}_{f,I} + \dot{\varepsilon}_{f,min} + \dot{\varepsilon}_{f,III}$		
1. primärer Kriechbereich		
$\dot{\varepsilon}_{f,I} = A_1(T) \cdot \sigma_0^{\nu_1} \cdot e^{\alpha_1(T) \cdot \sigma_0^{\beta_1}} \cdot \varepsilon_f^{\mu_1(T)} \cdot H(\varepsilon_f)$	$\nu_1 = 0,80$	$\beta_1 = 1,53$
$A_1(T) = A_{10} \cdot e^{\frac{Q_{A1}}{T}}$	$A_{10} > 1$	$Q_{A1} < 0$
$\alpha_1 = \alpha_{10} + \alpha_{11} \cdot T$	$\alpha_{10} < 1$	$\alpha_{11} < 1$
$\mu_1 = \mu_{10} + \mu_{11} \cdot T$	$\mu_{10} = -3,014$	$\mu_{11} = 1,940 \cdot 10^{-3}$
$H(\varepsilon_f) = e^{-\gamma_1 \left(\frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_{f,12}} \right)^{\delta_1}}$	$\gamma_1 = 1,00$	$\delta_1 = 1,00$
$\varepsilon_{f,12} = \rho_{12} \cdot \varepsilon_{f,min}^{\omega_{12}}$	$\rho_{12} = 0,078$	$\omega_{12} = 0$
2. minimale Kriechgeschwindigkeit		
$\dot{\varepsilon}_{f,min} = A_2(T) \cdot \sigma^{\nu_2} \cdot e^{\alpha_2(T) \cdot \sigma^{\beta_2}}$	$\nu_2 = 0,30$	$\beta_2 = 1,33$
$A_2(T) = A_{20} \cdot e^{\frac{Q_{A2}}{T}}$	$A_{20} > 1$	$Q_{A2} < 0$
$\alpha_2 = \alpha_{20} + \alpha_{21} \cdot T$	$\alpha_{20} < 1$	$\alpha_{21} < 0$
3. tertiärer Kriechbereich		
$\dot{\varepsilon}_{f,III} = A_3(T) \cdot \sigma^{\nu_3} \cdot e^{\alpha_3(T) \cdot \sigma^{\beta_3}} \cdot \varepsilon_f^{\mu_3(T)} \cdot I(\varepsilon_f)$	$\nu_3 = 2,00$	$\beta_3 = 1,44$
$A_3(T) = A_{30} \cdot e^{\frac{Q_{A3}}{T}}$	$A_{30} > 1$	$Q_{A3} < 1$
$\alpha_3 = \alpha_{30} + \alpha_{31} \cdot T$	$\alpha_{30} < 1$	$\alpha_{31} < 0$
$\mu_3 = \mu_{30} + \mu_{31} \cdot T$	$\mu_{30} = 0,046$	$\mu_{31} = 8,600 \cdot 10^{-4}$
$I(\varepsilon_f) = 1 - e^{-\gamma_3 \left(\frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_{f,23}} \right)^{\delta_3}}$	$\gamma_3 = 1,00$	$\delta_3 = 1,00$
$\varepsilon_{f,23} = \rho_{23} \cdot \varepsilon_{f,min}^{\omega_{23}}$	$\rho_{23} = 3,500$	$\omega_{23} = 0$
(Parameter für Zeit in h, Dehnungen in % und Temperaturen in K)		

Tabelle D.0.8: Parameter der implizierten Garofalo-Kriechgleichung des Nimonic 101

$\dot{\varepsilon}_f = \dot{\varepsilon}_{f,I} + \dot{\varepsilon}_{f,min} + \dot{\varepsilon}_{f,III}$		
1. primärer Kriechbereich		
$\dot{\varepsilon}_{f,I} = A_1(T) \cdot \sigma_0^{\nu_1} \cdot e^{\alpha_1(T) \cdot \sigma_0^{\beta_1}} \cdot \varepsilon_f^{\mu_1(T)} \cdot H(\varepsilon_f)$	$\nu_1 = 4,06$	$\beta_1 = 8,00$
$A_1(T) = A_{10} \cdot e^{\frac{Q_{A1}}{T}}$	$A_{10} > 1$	$Q_{A1} < 1$
$\alpha_1 = \alpha_{10} + \alpha_{11} \cdot T$	$\alpha_{10} < 0$	$\alpha_{11} < 0$
$\mu_1 = \mu_{10} + \mu_{11} \cdot T$	$\mu_{10} = -18,1$	$\mu_{11} = 1,699 \cdot 10^{-2}$
$H(\varepsilon_f) = e^{-\gamma_1 \left(\frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_{f,12}} \right)^{\delta_1}}$	$\gamma_1 = 1,00$	$\delta_1 = 1,10$
$\varepsilon_{f,12} = \rho_{12} \cdot \varepsilon_{f,min}^{\omega_{12}}$		
$\rho_{12} = \rho_{10} \cdot e^{\frac{Q_{\rho10}}{T}}$	$\rho_{10} = 7,2303 \cdot 10^{-21}$	$Q_{\rho10} = 42495$
$\omega_{12} = \omega_{10} + \omega_{11} \cdot T$	$\omega_{10} = 4,6302$	$\omega_{11} = -0,00475$
2. minimale Kriechgeschwindigkeit		
$\dot{\varepsilon}_{f,min} = A_2(T) \cdot \sigma^{\nu_2} \cdot e^{\alpha_2(T) \cdot \sigma^{\beta_2}}$	$\nu_2 = 4,70$	$\beta_2 = 3,50$
$A_2(T) = A_{20} \cdot e^{\frac{Q_{A2}}{T}}$	$A_{20} > 1$	$Q_{A2} < 0$
$\alpha_2 = e^{(\alpha_{20} - \frac{Q_{\alpha20}}{T})} + c_{\alpha_2}$	$\alpha_{20} > 1$	$Q_{\alpha20} > 1$ $c_{\alpha_2} < 1$
3. tertiärer Kriechbereich		
$\dot{\varepsilon}_{f,III} = A_3(T) \cdot \sigma^{\nu_3} \cdot e^{\alpha_3(T) \cdot \sigma^{\beta_3}} \cdot \varepsilon_f^{\mu_3(T)} \cdot I(\varepsilon_f)$	$\nu_3 = 0,66$	$\beta_3 = 2,20$
$A_3(T) = A_{30} \cdot e^{\frac{Q_{A3}}{T}}$	$A_{30} > 1$	$Q_{A3} < 0$
$\alpha_3 = \alpha_{30} + \alpha_{31} \cdot T$	$\alpha_{30} < 0$	$\alpha_{31} < 1$
$\mu_3 = \mu_{30} + \mu_{31} \cdot T$	$\mu_{30} = -3,107$	$\mu_{31} = 0,0045$
$I(\varepsilon_f) = 1 - e^{-\gamma_3 \left(\frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_{f,23}} \right)^{\delta_3}}$	$\gamma_3 = 0,90$	$\delta_3 = 0,22$
$\varepsilon_{f,23} = \rho_{23} \cdot \varepsilon_{f,min}^{\omega_{23}}$	$\rho_{23} = 0,580$	$\omega_{23} = 0,1697$
(Parameter für Zeit in h, Dehnungen in % und Temperaturen in K)		

Tabelle D.0.9: Parameter der implizierten Garofalo-Kriechgleichung des GX13CrMoCoVNbNB9-2-1 (CB2)

$\dot{\varepsilon}_f = \dot{\varepsilon}_{f,I} + \dot{\varepsilon}_{f,min} + \dot{\varepsilon}_{f,III}$		
1. primärer Kriechbereich		
$\dot{\varepsilon}_{f,I} = A_1(T) \cdot \sigma_0^{\nu_1} \cdot e^{\alpha_1(T) \cdot \sigma_0^{\beta_1}} \cdot \varepsilon_f^{\mu_1(T)} \cdot H(\varepsilon_f)$	$\nu_1 = 2,00$	$\beta_1 = 2,00$
$A_1(T) = A_{10} \cdot e^{\frac{Q_{A1}}{T}}$	$A_{10} > 1$	$Q_{A1} < 1$
$\alpha_1 = e^{(\alpha_{10} - \frac{Q_{\alpha 10}}{T})} - e^{(\alpha_{11} - \frac{Q_{\alpha 11}}{T})} + c_{\alpha_1}$	$\alpha_{10} < 1$	$Q_{\alpha 10} > 1$
$c_{\alpha_1} < 1$	$\alpha_{11} > 1$	$Q_{\alpha 11} > 1$
$\mu_1 = \mu_{10} + \mu_{11} \cdot T$	$\mu_{10} = -23,345$	$\mu_{11} = 2,400 \cdot 10^{-2}$
$H(\varepsilon_f) = e^{-\gamma_1 \left(\frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_{f,12}} \right)^{\delta_1}}$	$\gamma_1 = 1,00$	$\delta_1 = 1,00$
$\varepsilon_{f,12} = \rho_{12} \cdot \varepsilon_{f,min}^{\omega_{12}}$	$\rho_{12} = 2,247$	$\omega_{12} = 0,173$
2. minimale Kriechgeschwindigkeit		
$\dot{\varepsilon}_{f,min} = A_2(T) \cdot \sigma^{\nu_2} \cdot e^{\alpha_2(T) \cdot \sigma^{\beta_2}}$	$\nu_2 = 1,50$	$\beta_2 = 2,40$
$A_2(T) = A_{20} \cdot e^{\frac{Q_{A2}}{T}}$	$A_{20} > 1$	$Q_{A2} < 1$
$\alpha_2 = e^{(\alpha_{20} - \frac{Q_{\alpha 20}}{T})} - e^{(\alpha_{21} - \frac{Q_{\alpha 21}}{T})} + c_{\alpha_2}$	$\alpha_{20} > 1$	$Q_{\alpha 20} > 1$
$c_{\alpha_2} > 1$	$\alpha_{21} > 1$	$Q_{\alpha 21} > 1$
3. tertiärer Kriechbereich		
$\dot{\varepsilon}_{f,III} = A_3(T) \cdot \sigma^{\nu_3} \cdot e^{\alpha_3(T) \cdot \sigma^{\beta_3}} \cdot \varepsilon_f^{\mu_3(T)} \cdot I(\varepsilon_f)$	$\nu_3 = 1,00$	$\beta_3 = 1,50$
$A_3(T) = A_{30} \cdot e^{\frac{Q_{A3}}{T}}$	$A_{30} > 1$	$Q_{A3} < 0$
$\alpha_3 = \alpha_{30} + \alpha_{31} \cdot T$	$\alpha_{30} < 0$	$\alpha_{31} < 1$
$\mu_3 = \mu_{30} + \mu_{31} \cdot T$	$\mu_{30} = 0,4267$	$\mu_{31} = 2,20 \cdot 10^{-3}$
$I(\varepsilon_f) = 1 - e^{-\gamma_3 \left(\frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_{f,23}} \right)^{\delta_3}}$	$\gamma_3 = 1,00$	$\delta_3 = 2,00$
$\varepsilon_{f,23} = \rho_{23} \cdot \varepsilon_{f,min}^{\omega_{23}}$	$\rho_{23} = 5,796$	$\omega_{23} = 0,206$

(Parameter für Zeit in h, Dehnungen in % und Temperaturen in K)

Tabelle D.0.10: Parameter der implizierten Garofalo-Kriechgleichung des Alloy-286

$\dot{\varepsilon}_f = \dot{\varepsilon}_{f,I} + \dot{\varepsilon}_{f,min} + \dot{\varepsilon}_{f,III}$		
1. primärer Kriechbereich		
$\dot{\varepsilon}_{f,I} = A_1(T) \cdot \sigma_0^{\nu_1} \cdot e^{\alpha_1(T) \cdot \sigma_0^{\beta_1}} \cdot \varepsilon_f^{\mu_1(T)} \cdot H(\varepsilon_f)$	$\nu_1 = 3,28$	$\beta_1 = 1,40$
$A_1(T) = A_{10} \cdot e^{\frac{Q_{A1}}{T}}$	$A_{10} > 1$	$Q_{A1} < 0$
$\alpha_1 = e^{(\alpha_{10} - \frac{Q_{\alpha10}}{T})} - e^{(\alpha_{11} - \frac{Q_{\alpha11}}{T})} + c_{\alpha_1}$	$\alpha_{10} > 1$	$Q_{\alpha_{10}} > 1$
$c_{\alpha_1} = 0$	$\alpha_{11} > 1$	$Q_{\alpha_{11}} > 1$
$\mu_1 = \mu_{10} + \mu_{11} \cdot T$	$\mu_{10} = -2,4574$	$\mu_{11} = 1,920 \cdot 10^{-2}$
$H(\varepsilon_f) = e^{-\gamma_1 \left(\frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_{f,12}} \right)^{\delta_1}}$	$\gamma_1 = 3,00$	$\delta_1 = 1,50$
$\varepsilon_{f,12} = \rho_{12} \cdot \varepsilon_{f,min}^{\omega_{12}}$	$\rho_{12} = 0,350$	$\omega_{12} = 0$
2. minimale Kriechgeschwindigkeit		
$\dot{\varepsilon}_{f,min} = A_2(T) \cdot \sigma^{\nu_2} \cdot e^{\alpha_2(T) \cdot \sigma^{\beta_2}}$	$\nu_2 = 3,17$	$\beta_2 = 1,50$
$A_2(T) = A_{20} \cdot e^{\frac{Q_{A2}}{T}}$	$A_{20} > 1$	$Q_{A2} < 0$
$\alpha_2 = e^{(\alpha_{20} - \frac{Q_{\alpha20}}{T})} - e^{(\alpha_{21} - \frac{Q_{\alpha21}}{T})} + c_{\alpha_2}$	$\alpha_{20} > 1$	$Q_{\alpha_{20}} > 1$
$c_{\alpha_2} = 0$	$\alpha_{21} > 1$	$Q_{\alpha_{21}} > 1$
3. tertiärer Kriechbereich		
$\dot{\varepsilon}_{f,III} = A_3(T) \cdot \sigma^{\nu_3} \cdot e^{\alpha_3(T) \cdot \sigma^{\beta_3}} \cdot \varepsilon_f^{\mu_3(T)} \cdot I(\varepsilon_f)$	$\nu_3 = 3,01$	$\beta_3 = 1,40$
$A_3(T) = A_{30} \cdot e^{\frac{Q_{A3}}{T}}$	$A_{30} > 1$	$Q_{A3} < 0$
$\alpha_3 = \alpha_{30} + \alpha_{31} \cdot T$	$\alpha_{30} < 1$	$\alpha_{31} < 0$
$\mu_3 = \mu_{30} + \mu_{31} \cdot T$	$\mu_{30} = 1,5714$	$\mu_{31} = 1,54 \cdot 10^{-4}$
$I(\varepsilon_f) = 1 - e^{-\gamma_3 \left(\frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_{f,23}} \right)^{\delta_3}}$	$\gamma_3 = 0,01$	$\delta_3 = 4,00$
$\varepsilon_{f,23} = \rho_{23} \cdot \varepsilon_{f,min}^{\omega_{23}}$	$\rho_{23} = 0,460$	$\omega_{23} = 0$

(Parameter für Zeit in h, Dehnungen in % und Temperaturen in K)

CURRICULUM VITAE

PERSÖNLICHE ANGABEN

Name Paul Hahn
Geburtsdatum 15. August 1987
Geburtsort Karl-Marx Stadt (heute Chemnitz)
Familienstand ledig

BERUFLICHER WERDEGANG

2013 - 2018 Wissenschaftlicher Mitarbeiter, TU Darmstadt
Fachgebiet und Institut für Werkstoffkunde
Kompetenzbereich Hochtemperaturwerkstoffe
2013 - 2016 Laborverantwortlicher:
„Einzelprobenprüflabor, Zeitstand- und Relaxationsversuche“

BILDUNGSWEG

2013 - 2018 Doktorand, TU Darmstadt
Fachgebiet und Institut für Werkstoffkunde
Angestrebter Abschluss: Dr.-Ing.
2007 - 2013 Diplom Studium, Technische Universität Bergakademie Freiberg
Werkstofftechnik
Abschluss: Diplom-Ingenieur
1994 - 2006 J.-W. von Goethe Gymnasium, Chemnitz
Abschluss: Allgemeine Hochschulreife

EIGENE VERÖFFENTLICHUNGEN UND BETREUTE ABSCHLUSSARBEITEN

- Veröffentlichte Fachartikel** P. HAHN, M. SCHWIENHEER, C. KONTERMANN, M. OECHSNER: Modeling of creep and stress relaxation of the nickel-base alloy NiCr20TiAl at isothermal and non-isothermal loading conditions, *Material Science & Engineering Technology*, 2017, ISSN 0933-5137
- Konferenzbeiträge** P. HAHN, M. SCHWIENHEER, C. KONTERMANN, M. OECHSNER, B. LEIBING, A. KLENK, M. REIGL, M. MONSEES: Optimierte Beschreibung des Relaxationsverhaltens typischer Hochtemperaturschraubenwerkstoffe unter isothermen und transienten Beanspruchungen, 40. Vortragsveranstaltung „Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe, Düsseldorf, 2017
- S. HOLMSTRÖM, A. RIVA, B. LEIBING, A. HOBT, P. HAHN: Robust prediction of long term stress relaxation for bolting steel X19. Results from the European Creep Committee assessments, *4th International ECCC Creep & Fracture Conference*, Düsseldorf, 2017
- B. LEIBING, P. HAHN, A. KLENK, M. SCHWIENHEER, M. OECHSNER: Advanced description of the stress relaxation behavior of bolted power plant flange connections, *4th International ECCC Creep & Fracture Conference*, Düsseldorf, 2017
- P. HAHN, M. SCHWIENHEER, M. OECHSNER: Modelling of creep and stress relaxation of the nickel-base alloy Nimonic 80A at isothermal and non-isothermal loading conditions, *14th International Conference on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Sankt Petersburg, Russland, 2017
- P. HAHN, B. LEIBING, A. KLENK, A. SCHOLZ, M. SCHWIENHEER, S. WEIHE, M. OECHSER: Optimierte Beschreibung des Relaxationsverhaltens von Schrauben- und Flanschverbindungen bei wechselnden, betriebsnahen Beanspruchungen, *FVV - Vortragsveranstaltung Abschlussbericht AiF-Vorhaben 17146*, Bad Neuenahr-Ahrweiler, 2017
- A. RIVA, P. HAHN, S. LINN, M. MALDINI, S. PARODI, E. POGGIO, E. VACCHIERI, P. VILLARI: Stress relaxation in cast nickel base superalloys, in the perspective of gas turbine blades and vanes life evaluation in creep-fatigue regime, Part 2: Experimental tests and modelling, *7th International Conference on Creep, Fatigue and Creep-Fatigue Interaction*, Kalpakam, Indien, 2016
- M. LOVEDAY, A. SCHOLZ, J. AEGERTER, P. HAHN (VORTRAGENDER): Creep testing and standardization, *13th International Conference on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Toulouse, Frankreich, 2015

S. LINN, M. SCHWIENHEER, A. SCHOLZ, M. OECHSNER, A. KLENK, P. HAHN (VORTRAGENDER): Advanced Techniques for Extrapolation of Creep and Creep Rupture Data, *13th International Conference on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Toulouse, Frankreich, 2015

P. HAHN, B. LEIBING, M. SCHWIENHEER, A. SCHOLZ, A. KLENK, K. MAILE, M. OECHSER: Optimierte Beschreibung des Relaxationsverhaltens von Schrauben- und Flanschverbindungen bei wechselnden, betriebsnahen Beanspruchungen, *FVV - Vortragsveranstaltung Zwischenbericht AiF-Vorhaben 17146*, Magdeburg, 2014

S. HENKEL, L. ZYBELL, T. MOTTITSCHKA, P. HAHN, H. BIERMANN, M. KUNNA,: Einfluss von rissparallelen Zusatzbeanspruchungen und Überlasten auf das zyklische Risswachstumsverhalten von duktilem Gusseisen mit Kugelgraphit, *46. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge*, Kassel, 2014

Betreute Studentische Arbeiten

S. E. GOLL: Bestimmung und Modellierung der plastischen Anfangsdehnung des Nickelbasiswerkstoffes Nimonic 101, *Bachelorthesis*, TU Darmstadt, 2015

M. HEGEMANN: Untersuchung und Modellierung des Kurzzeitrelaxationsverhaltens von Schraubenwerkstoffen für Hochtemperaturanwendungen *Masterthesis*, TU Darmstadt, 2017